

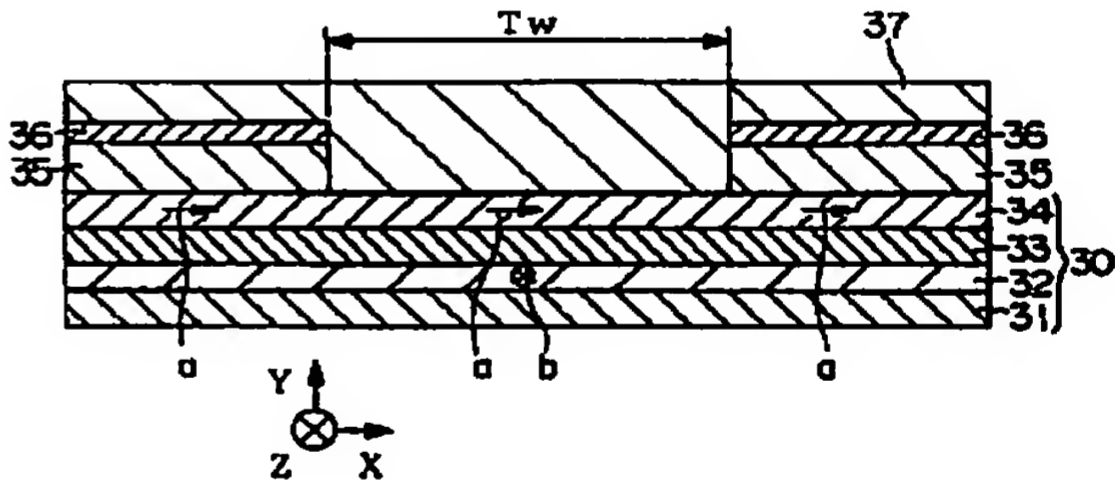
(51)Int.Cl. ⁸	識別記号	F I	
H 0 1 L 43/08		H 0 1 L 43/08	Z
G 0 1 R 33/09		G 1 1 B 5/39	
G 1 1 B 5/39		G 0 1 R 33/06	R

審査請求 未請求 請求項の数10 O L （全 12 頁）

(21)出願番号	特願平8-266359	(71)出願人	000010098 アルプス電気株式会社 東京都大田区雪谷大塚町1番7号
(22)出願日	平成8年(1996)10月7日 6496 339	(72)発明者	長谷川 直也 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
		(72)発明者	斎藤 正路 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
		(72)発明者	牧野 彰宏 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
		(74)代理人	弁理士 志賀 正武 （外2名）

(54)【発明の名称】 磁気抵抗効果型センサおよびその製造方法とそのセンサを備えた磁気ヘッド

(57)【要約】
【課題】 本発明は、耐食性に優れ、薄膜において必要十分な交換異方性磁界を印加することができるとともに、線形応答性に優れ、パルクハウゼンノイズを抑制した磁気抵抗効果型センサを提供することを目的とする。
【解決手段】 本発明は、少なくとも2層の強磁性層32、34が、非磁性層33を介して設けられ、前記強磁性層のうち、一方が、その強磁性層と隣接して設けられた反強磁性体の保磁力増大層31により保磁力が大きくされて磁化反転がピン止めされ、他方の強磁性層の磁化反転が自由にされてなる磁気抵抗効果型センサであり、前記磁化反転が自由にされてなる強磁性層34に対し、この強磁性層34に縦バイアスを印加して一方向性の交換バイアス磁界により磁気異方性を誘起させて磁区を安定化する反強磁性層35が隣接配置されてなる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 少なくとも2層の強磁性層が、非磁性層を介して設けられ、前記強磁性層のうち、一方がその強磁性層と隣接して設けられた第1の反強磁性体よりなる保磁力増大層により保磁力が大きくされて磁化反転がピン止めされ、他方の強磁性層の磁化反転が自由にされてなる磁気抵抗効果型センサであり、

前記磁化反転が自由にされてなる強磁性層に対し、この強磁性層に縦バイアスを印加して一方向性の交換バイアス磁界により磁気異方性を誘起させて磁区を安定化する第2の反強磁性体よりなる反強磁性層が隣接配置されてなることを特徴とする磁気抵抗効果型センサ。

【請求項2】 前記磁化反転がピン止めされた強磁性層の磁化と、磁化が自由にされた強磁性層の磁化が、外部磁界のない状態で互いに略直交されてなることを特徴とする請求項1に記載の磁気抵抗効果型センサ。

【請求項3】 前記保磁力増大層が $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ からなり、この保磁力増大層に磁化反転をピン止めされた強磁性層の保磁力が、前記保磁力増大層により強磁性層に誘起される一方向性の交換バイアス磁界よりも大きくされてなることを特徴とする請求項1または2記載の磁気抵抗効果型センサ。

【請求項4】 前記縦バイアス印加のための第2の反強磁性層が、前記磁化反転を自由にされてなる強磁性層の感磁部分の両端側に感磁部分の幅に相当する所定のトラック幅をあけて強磁性層に接して対向配置されてなることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の磁気抵抗効果型センサ。

【請求項5】 前記磁化反転を自由にされた強磁性層が、トラック幅に相当する感磁部分の幅の分のみ形成され、その強磁性層の両側に形成された反強磁性層とこの反強磁性層に積層された他の強磁性層との積層体により、前記磁化反転を自由にされた強磁性層に縦バイアスが印加されてなることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の磁気抵抗効果型センサ。

【請求項6】 前記縦バイアス印加のための第2の反強磁性層に積層された強磁性層が非晶質薄膜からなることを特徴とする請求項5記載の磁気抵抗効果型センサ。

【請求項7】 前記縦バイアスを印加するための反強磁性層が、 $X\text{-Mn}$ （ただし X は、 Fe 、 Co 、 Ni 、 Cr 、 Pt 、 Pd 、 Ir 、 Ru 、 Rh のうちの1種または2種以上を示す。）系合金薄膜からなることを特徴とする請求項1～6のいずれかに記載の磁気抵抗効果型センサ。

【請求項8】 請求項1～7のいずれかに記載の磁気抵抗効果型センサが備えられてなることを特徴とする磁気ヘッド。

【請求項9】 請求項4記載の磁気抵抗効果型センサの製造方法において、前記縦バイアス印加のための第2の反強磁性層と隣接する磁化反転が自由にされる強磁性層に誘起される一方向性の磁気異方性を、その強磁性層を

磁界を印加しながら形成するか、あるいは、強磁性層形成後に磁界中で熱処理を行うことにより生じさせ、保磁力増大層に隣接する磁化反転がピン止めされる強磁性層の磁化方向を、前記磁化反転が自由にされる強磁性層の磁気異方性の方向を決定する工程の後に行う着磁工程により決定することを特徴とする磁気抵抗効果型センサの製造方法。

【請求項10】 請求項5記載の磁気抵抗効果型センサの製造方法において、前記縦バイアス印加のための第2の反強磁性層と隣接して積層体を構成する強磁性層に誘起される一方向性の磁気異方性を、その強磁性層を磁界を印加しながら形成するか、あるいは、強磁性層形成後に磁界中で熱処理を行うことにより生じさせ、保磁力増大層に隣接する磁化反転がピン止めされる強磁性層の磁化方向を、前記積層体の強磁性層の磁気異方性の方向を決定する工程の後に行う着磁工程により決定することを特徴とする磁気抵抗効果型センサの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、磁気ヘッド、位置センサ、回転センサ等に適用される磁気抵抗効果素子を利用したセンサとその製造方法およびそのセンサを備えた磁気ヘッドに関する。

【0002】

【従来の技術】従来、磁気抵抗効果型読み取りヘッド（MRヘッド）として、異方性磁気抵抗効果現象を用いたAMR（Anisotropic Magnetoresistance）ヘッドと、伝導電子のスピン依存散乱現象を用いたGMR（Giant Magnetoresistance：巨大磁気抵抗効果）ヘッドとが知られており、GMRヘッドの1つの具体例として、低外部磁界で高磁気抵抗効果を示すスピンバルブ（Spin-Valve）ヘッドが米国特許第5159513号明細書に示されている。図10と図11はAMRヘッド素子構造の概略構成を示す図である。図10に示すヘッド素子にあっては、軟磁性層1上に電気絶縁層2と強磁性層（AMR材料層）3とが積層され、強磁性層3の両端部上にトラック幅に相当する間隔をあけて反強磁性層4、4が積層され、更にそれらの上に導電層5が積層されて構成されている。図11に示すヘッド素子にあっては、軟磁性層1と電気絶縁層2と強磁性層3を積層して積層体が構成され、この積層体の両側に積層体を挟むように磁石層6、6が設けられ、磁石層6の上に導電層5が設けられて構成されている。

【0003】この種のAMRヘッドの最適動作のためには、AMR効果を示す強磁性層3に対して2つのバイアス磁界が必要とされている。第1のバイアス磁界は、強磁性層3の抵抗変化を磁気媒体からの磁束に対して線形応答させるためのものであり、この第1のバイアス磁界は、磁気媒体の面に対して垂直方向（図1のZ方向）であり、強磁性層3の膜面に対して平行とされる。通常、

この第1のバイアス磁界は、横バイアスと呼ばれ、検出電流を導電層5からAMRヘッド素子に流すことにより得ることができる。第2のバイアス磁界は、通常、縦バイアスと呼ばれ、磁気媒体と強磁性層3の膜面に対して平行（図1のX方向）に印加される。この縦バイアス磁界の目的は強磁性層3が多数の磁区を形成することによって生じるバルクハウゼンノイズを抑制すること、即ち、磁気媒体からこの磁束に対してノイズの少ないスムーズな抵抗変化にするためである。

【0004】ところで、前記のバルクハウゼンノイズを抑制するためには、強磁性層3を単磁区化することが必要であり、そのための縦バイアスの印加方法には、通常、2通りの方法が知られている。第1の方法は、図11に示すヘッド素子構造を採用し、強磁性層3の両側に磁石層6、6を配置して磁石層6からの漏れ磁束を利用する方法であり、第2の方法は、図10に示すヘッド素子構造を採用し、反強磁性層4と強磁性層3の接触界面で生じる交換異方性磁界を利用する方法である。

【0005】そして、前記反強磁性層による交換異方性結合を利用した素子構造として、図12に示すエキスチェンジバイアス方式のものと、図13に示すスピバルブ方式のものが知られている。図12は図10に示す構造に類するもので、下部絶縁層21上に強磁性層22と非磁性層23と磁気抵抗効果を奏する強磁性層24とを積層し、トラック幅TWに相当する間隔をあけて反強磁性層25、25とリード層26、26を設け、それらの上に上部絶縁層27を設けた構造である。図12に示す構造においては、強磁性層24と反強磁性層25の両層の境界面での交換異方性結合により、強磁性層24に縦バイアスが与えられて図12のB領域（強磁性層24と強磁性層25が接触した領域）はX方向へ単磁区化され、これに誘発されてトラック幅内のA領域にて強磁性層24がX方向へ単磁区化される。定常電流はリード層26から反強磁性層25を経て強磁性層24に与えられる。強磁性層24に定常電流が与えられると、強磁性層22からの静磁結合エネルギーにより強磁性層24中にZ方向への横バイアス磁界が与えられる。このように縦バイアス磁界と横バイアス磁界により磁化された強磁性層24に磁気媒体からの漏れ磁界が与えられると、この漏れ磁界の大きさに比例して定常電流に対する電気抵抗が線形応答して変化するので、この電気抵抗の変化により漏れ磁界を検出できる。

【0006】図13に示す構造は、下部絶縁層21上に、磁気抵抗効果素子19を構成するフリー強磁性層28と非磁性導電層29と強磁性層24を積層し、更に、強磁性層24の上に反強磁性層25と上部絶縁層27を順次積層して構成されている。図13に示す構造において定常電流は、磁気抵抗効果素子19に与えられる。反強磁性層25との交換異方性結合により、強磁性層24の磁化がZ方向へ固定され、Y方向へ移動する磁気媒体

からの漏れ磁界が与えられると、フリー強磁性層28の磁化方向の変化により磁気抵抗効果素子19の電気抵抗が変化するので、この電気抵抗の変化により磁気媒体の漏れ磁界を検出できる。

【0007】一方、前記スピバルブ構造を採用し、前述の構造を最適動作させるための構成として、図14に示すようにフリー強磁性層7と非磁性中間層8とピン止め強磁性層9と反強磁性層10を積層し、この積層体の両側に磁石層11、11を設け、その上に導電層12を設けた構造、あるいは、図15に示すように、フリー強磁性層7と非磁性中間層8とピン止め強磁性層9と反強磁性層10を積層し、積層体の両側を上下から導電層12と反強磁性層13で挟む込み、それら全体をバッファ層14に隣接させた構造が知られている。

【0008】図14に示す構造であると、フリー強磁性層7には磁石層11、11でトラック方向（図14のX方向）のバイアスを印加し単磁区化した状態でトラック方向に磁化を向けさせるとともに、ピン止め強磁性層9の磁化方向を図14中のZ方向、即ち、フリー強磁性層7の磁化方向と直交する方向にバイアスを印加して単磁区化した状態で図中Z方向に向けさせておく必要がある。即ち、磁気媒体からの磁束（図14のZ方向）により、前記ピン止め強磁性層9の磁化方向は変化してはならず、フリー強磁性層7の方向がピン止め強磁性層9の磁化方向に対して $90 \pm \theta^\circ$ の範囲で変化することにより磁気抵抗効果の線形応答性が得られる。

【0009】前記ピン止め強磁性層9の磁化方向を図14と図15のZ方向に固定させるためには、比較的大きなバイアス磁界が必要であり、このバイアス磁界は大きければ大きいほど良いことになる。図14と図15のZ方向の反磁界に打ち勝ち、磁気媒体からの磁束により磁化方向が揺れないためには、少なくとも100 Oeのバイアス磁界が必要である。このバイアス磁界を得るための方法として図14と図15に示す構造にあつては、ピン止め強磁性層9に反強磁性層10を接触させて設けることにより生じる交換異方性磁界を利用している。

【0010】また、フリー強磁性層7に印加するバイアスは、線形応答性を確保するための目的と、多数の磁区を形成することから生じるバルクハウゼンノイズを抑制するためのものであり、AMRヘッドにおける縦バイアスと同様の方法、即ち、図14に示す構造においては、フリー強磁性層7の両側に磁石層11を設け、磁石層11からの漏れ磁束をバイアスとして利用する方法を採用している。また、図15に示す構造においては、フリー強磁性層7の両端部側に反強磁性層13を設け、フリー強磁性層7と反強磁性層13との接触界面で生じる交換異方性磁界をバイアスとして利用する方法を採用している。

【0011】以上のように、AMRヘッドの際の縦バイアス、スピバルブヘッドの際のピン止め強磁性層のバ

イアス、フリー強磁性層のバイアスに反強磁性層との接触界面で生じる交換異方性磁界を利用することにより、線形応答性が良く、バルクハウゼンノイズを抑制した磁気抵抗効果型ヘッドが実現される。

【0012】

【発明が解決しようとする課題】ところで、前記交換異方性磁界は、強磁性層と反強磁性層の接触界面における双方の磁気モーメント間の交換相互作用に起因する現象であり、強磁性層、例えば、NiFe層との交換異方性磁界を生じる反強磁性層としては、FeMn層が良く知られている。しかしながら、FeMn層は、耐食性が著しく悪く、磁気ヘッドの製造工程および磁気ヘッド作動中に腐食が進行し、交換異方性磁界が大きく劣化してしまう問題と、場合によっては磁気媒体を破損させてしまう問題がある。また、磁気ヘッド作動中のFeMn層近傍の温度は、定常検出電流による発熱で120℃程度まで容易に上昇することが知られているが、FeMn層による交換異方性磁界は温度変化に対して極めて敏感であり、約150℃の温度で消失（ロッキング温度：T_b）するまで、温度に対してほぼ直線的に交換異方性磁界が減少してしまうために、安定した交換異方性磁界が得られない問題がある。

【0013】一方、FeMn膜の耐食性とロッキング温度を改善した発明として例えば、特開平6-76247号公報に示されている面心正方晶構造を有するNiMn合金またはNiMnCr合金があるが、NiMn層の耐食性はFeMn層の耐食性よりは良いものの、実用上不十分である。また、NiMnCr層は、NiMn層の耐食性を向上させるためにCrを添加した合金層であるが、Cr添加により耐食性は向上するものの、交換異方性磁界の大きさとロッキング温度が低下してしまう問題がある。

【0014】また、NiMn合金またはNiMnCr合金において交換異方性磁界を得るためには、反強磁性層の一部に面心正方晶（fct）構造を有するCuAg-Iタイプの規則構造結晶を形成しなければならず、規則-不規則変態の制御や規則相、不規則相の体積比率の制御が当然必要となるために、安定した特性を得るには、磁気ヘッドの製造工程における工程制御と管理が極めて複雑にならざるを得ない問題がある。また、必要とされる交換異方性磁界を得るためには、磁界中熱処理を複数回繰り返さなくてはならないことと、降温速度を緩やか、例えば255℃から45℃まで降温するために17時間

（Appl. Phys. Lett. 65(9), 29 August 1994参照）を要する問題があり、製造工程における処理時間が長くなって製造効率が悪くなる問題があった。

【0015】また、FeMn層のロッキング温度を改善する発明として、NiFe/FeMn積層膜を260～350℃の温度で20～50時間熱処理し、熱処理による拡散でNiFe/FeMn界面にNi-Fe-Mn 3

元合金層を形成する方法が、米国特許第4809109号明細書に示されているが、この方法ではFeMn層の最大の問題点である耐食性の向上には効果がないことが理解できるとともに、必要な熱処理時間が20～50時間と極めて長いことから、製造効率を低下させる問題がある。一方、既存出版物、例えば、朝倉書店発行の「磁性体ハンドブック」には、反強磁性材料として、Mn系合金、例えば、NiMn、PtMn、AuMn、RhMn等の材料が示されているが、強磁性層と接触界面における交換異方性磁界に関してのコメントは皆無であり、更に膜厚が数100Åといった極薄膜における反強磁性層自身の特性や交換異方性磁界に関しては全く不明である。

【0016】更に、図14に示す素子構造において、左右の磁石層11、11によってバイアスが印加されたフリー強磁性層7にあっては、磁石層11、11に近接するトラックエンド部（図14に符号16で示す領域）の磁化の向きが容易に変化しない不感領域となりやすく、磁気媒体の記録密度の向上に伴う更なる狭トラック化が進められた場合に問題を生じるおそれがあった。このため、図15に示す交換結合バイアスを用いた素子構造が有望となり得るが、スピバルブ構造の素子構造に交換結合バイアス方式により縦バイアスを印加しようとする場合、以下の問題があった。

【0017】図15に示すスピバルブ素子構造において、ピン止め強磁性層9の磁化の回転を固定するのは、反強磁性層10であり、一方、縦バイアスのためにフリー強磁性層7のトラックエンド部の磁化の向きを固定するのは、反強磁性層13、13であり、反強磁性層10と反強磁性層13がそれぞれ固定すべき磁化の向きは90°異なる。ここで、各磁性膜の磁化の方向を制御するには、通常、磁界中成膜処理や成膜後の磁場中アニール処理により行っているが、最初に成膜した反強磁性層13の磁化の方向を乱すことなく後で成膜する反強磁性層10の磁化方向を制御することは、極めて難しい問題がある。また、特開平8-45032号明細書に記載の如く、ネール温度の異なる磁性膜を使い分けて磁性膜毎に熱処理温度を変えることにより前記問題を解決する技術が開示されているが、この技術によってもネール温度の低いFe-Mn合金を使用する必要があるため、前述の耐食性の面での欠点とロッキング温度に起因する温度変化に敏感な欠点は解消できない問題がある。

【0018】本発明は前記事情に鑑みてなされたもので、耐食性に優れ、薄膜において必要十分な交換異方性磁界を印加することができるとともに、線形応答性に優れ、バルクハウゼンノイズを抑制した磁気抵抗効果型センサを提供することを目的とする。また、本発明は、ロッキング温度が高い反強磁性層を提供することにより、線形応答性に優れた上で温度変化に強く、バルクハウゼンノイズを抑制した磁気抵抗効果型センサを提供す

ることを目的とする。更に本発明は、前述の優れた特性を有する磁気抵抗効果型センサを製造するにあたり、特別な熱処理装置を用いて磁場中熱処理を長時間行う必要が無く、通常の熱処理で製造できるとともに、熱処理時間も従来よりも短縮できる製造方法を提供することを目的とする。

【0019】

【課題を解決するための手段】本発明は前記課題を解決するために、少なくとも2層の強磁性層が、非磁性層を介して生成され、前記強磁性層のうち、一方が、その強磁性層と隣接して設けられた第1の反強磁性体よりなる保磁力増大層により保磁力が大きくされて磁化反転がピン止めされ、他方の強磁性層の磁化反転が自由にされてなる磁気抵抗効果型センサであり、前記磁化反転が自由にされてなる強磁性層に対し、この強磁性層に縦バイアスを印加して一方向性の磁気異方性を誘起させて磁区を安定化する反強磁性体からなる第2の反強磁性層が隣接配置されてなる。次に本発明においては、前記磁化反転がピン止めされた強磁性層の磁化と、磁化が自由にされた強磁性層の磁化が、外部磁界のない状態で互いに略直交されてなることが好ましい。更に本発明において、前記保磁力増大層が $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ からなり、この保磁力増大層に磁化反転をピン止めされた強磁性層の保磁力が、 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ により強磁性層に同時に誘起される一方向の交換バイアス磁界よりも大きくされてなることが好ましい。

【0020】本発明において、前記縦バイアス印加のための第2の反強磁性層が、前記の磁化反転が自由にされてなる強磁性層の感磁部分の両端側に感磁部分の幅に相当する所定のトラック幅をあけて強磁性層に接して対向配置されてなることも好ましい。本発明において、前記磁化反転を自由にされた強磁性層が、トラック幅に相当する感磁部分の幅の分のみ形成され、その強磁性層の両側に形成された反強磁性層とこの反強磁性層に積層された他の強磁性層との積層体により、前記磁化反転を自由にされた強磁性層に縦バイアスが印加されてなることが好ましい。更に、前記縦バイアス印加のための第2の反強磁性層に積層される強磁性層が非晶質薄膜からなることが好ましい。また、前記縦バイアスを印加するための反強磁性層が、X-Mn（ただしXは、Fe, Co, Ni, Cr, Pt, Pd, Ir, Ru, Rhのうちの1種または2種以上を示す。）系合金薄膜からなることが好ましい。そして本発明は、前記いずれかに記載の構成の磁気抵抗効果型センサが備えられてなる磁気ヘッドを提供する。

【0021】一方、前記縦バイアス印加のための第2の反強磁性層が、前記の磁化反転が自由にされてなる強磁性層の感磁部分の両端側に感磁部分の幅に相当する所定のトラック幅をあけて強磁性層に接して対向配置されてなる構成の前記磁気抵抗効果型センサを製造する場合に、前記縦バイアス印加のための第2の反強磁性層と隣

接する磁化反転が自由にされる強磁性層に誘起される一方向性の磁気異方性を、その強磁性層を磁界を印加しながら形成するか、あるいは、強磁性層形成後に磁界中で熱処理を行うことにより生じさせ、保磁力増大層に隣接する磁化反転がピン止めされる強磁性層の磁化方向を、前記磁化反転が自由にされる強磁性層の磁気異方性の方向を決定する工程の後に行う着磁工程により決定することが好ましい。

【0022】また、前記磁化反転を自由にされた強磁性層が、トラック幅に相当する感磁部分の幅の分のみ形成され、その強磁性層の両側に形成された反強磁性体の反強磁性層と他の強磁性層との積層体により縦バイアスが印加されてなる構成の前記磁気抵抗効果型センサを製造する場合に、反強磁性層と隣接して積層体を構成する強磁性層に誘起される一方向性の磁気異方性を、その強磁性層を磁界を印加しながら形成するか、あるいは、強磁性層形成後に磁界中で熱処理を行うことにより生じさせ、保磁力増大層に隣接する磁化反転がピン止めされる強磁性層の磁化方向を、前記積層体の強磁性層の磁気異方性の方向を決定する工程の後に行う着磁工程により決定することが好ましい。

【0023】

【発明の実施の形態】以下図面を参照して本発明の一形態について説明する。図1は本発明に係る磁気抵抗効果型センサの一形態を示すものであり、保磁力増大層31上に、強磁性層32と非磁性層33と強磁性層34が順次積層され、強磁性層34の両端部上に、トラック幅T_Wに相当する間隔を相互の間にあけて反強磁性層35、35が積層され、反強磁性層35上にリード層36が積層されるとともに、リード層36と強磁性層34を覆って上部絶縁層37が積層されている。なお、この形態の構造においては、保磁力増大層31と強磁性層32と非磁性層33と強磁性層34とによりスピバルブ型の磁気抵抗効果素子30が構成される。

【0024】前記保磁力増大層31は、その上に形成される強磁性層32に磁氣的交換結合力を作用させて強磁性層32の保磁力を増大させ、磁化の向きをピン止めするためのものであり、この保磁力増大層31は、反強磁性体、特に酸化物反強磁性体から構成されることが好ましく、1つの具体例としては、 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ から形成される。前記強磁性層32、34は、いずれも強磁性体の薄膜からなるが、具体的にはNi-Fe合金、Co-Fe合金、Ni-Co合金、Co、Ni-Fe-Co合金などからなる。また、強磁性層32をCo層から、強磁性層34をNi-Fe合金層から、あるいはCo層とNi-Fe合金層の積層構造から構成することもできる。なお、Co層とNi-Fe合金層との2層構造とする場合は、非磁性層33側に薄いCo層を配置する構造とすることもできる。

【0025】これは、非磁性層33を強磁性層32、3

4で挟む構造の巨大磁気抵抗効果発生機構にあつては、CoとCuの界面で伝導電子のスピン依存散乱の効果が大きいこと、および、強磁性層32、34を同種の材料から構成する方が、異種の材料から構成するよりも、伝導電子のスピン依存散乱以外の因子が生じる可能性が低く、より高い磁気抵抗効果を得られることに起因している。このようなことから、強磁性層32をCoから構成した場合は、強磁性層34の非磁性層33側を所定の厚さでCo層に置換した構造が好ましい。また、Co層を特に区別して設けなくとも、強磁性層34の非磁性層33側にCoの多く含ませた合金状態とし、上部保護層37側に向かうにつれて徐々にCo濃度が薄くなるような濃度勾配層としても良い。

【0026】前記非磁性層33は、Cu、Cr、Au、Agなどに代表される非磁性体からなり、20～40Åの厚さに形成されている。ここで非磁性膜33の厚さが20Åより薄いと、強磁性層32と強磁性層34との間で磁氣的結合が起こりやすくなる。また、非磁性層33が40Åより厚いと磁気抵抗効果を生じる要因である非磁性層33と強磁性層32、34の界面で散乱される伝導電子の率が低下し、電流の分流効果により磁気抵抗効果が低減されてしまうので好ましくない。

【0027】前記反強磁性層35は、反強磁性層31とは異なる反強磁性体、例えば、不規則構造を有するX-Mn合金からなることが好ましい。ここで前記組成式においてXは、Ru、Rh、Ir、Pd、Ptのいずれか1種または2種以上からなることが好ましい。前記のMn系合金は、不規則結晶構造を有するものであるが、この不規則結晶構造とは、面心正方晶（fcc規則格子；CuAuI構造など）のような規則的な結晶構造ではない状態を意味している。即ち、本発明でのMn合金は、スパッタリングなどにより成膜された後に、前記面心正方晶などの規則的な結晶構造（CuAuI構造など）とするための高温でかつ長時間の加熱処理を行わないものであり、不規則結晶構造とは、スパッタリングなどの成膜法により形成されたままの状態、あるいはこれに通常のアニール処理が施された状態のものである。

【0028】前記X-Mn合金のXが単一の金属原子である場合のXの含有率の好ましい範囲は、Ruは10～45原子%、Rhは10～40原子%、Irは10～40原子%、Pdは10～25原子%、Ptは10～25原子%である。なお、以上の記載において10～45原子%とは、10原子%以上で45原子%以下を意味し、「～」で表示する数値範囲の上限下限は全て「以上」および「以下」で規定されるものとする。

【0029】前記不規則結晶構造のX-Mn系合金の反強磁性層35であるならば強磁性層34に一方向異方性により縦バイアスを印加することができ、強磁性層35に接する強磁性層34の両端部の磁化の回転をピン止めすることができる。また、前記X-Mn系の合金の反強

磁性層35であるならば、従来の反強磁性層のFe-Mnに比べて耐食性に優れ、また温度変化に対する交換異方性磁界（ H_{ex} ）の変動が少なくなる。よって反強磁性層35を用いることで耐環境性に強く、磁気媒体からの漏れ磁界の検出時にノイズが発生しにくく、高品位な磁気検出が可能なものとなる。また、X-Mn合金の反強磁性層35であるならば、高温かつ長時間の加熱処理が不要なために、加熱に伴う各磁性層間の元素拡散も生じる可能性が低く、磁気特性の変化や劣化あるいは絶縁層の破壊といった問題は生じない。

【0030】前記上部保護層37は上部シールド磁性層との間隔（Gap）を設定するためと、強磁性層34の酸化防止などのために設ける層である。また、この上部保護層37はAl₂O₃、石英などの絶縁材料から構成することが好ましい。

【0031】また、前記強磁性層34上に反強磁性層35を設けることにより、強磁性層34に一方向異方性を付与して図1の矢印aに示す方向に磁化の向きを描えてバイアスを印加し、単磁区化することができる。また、強磁性層32の全面に密着させた保磁力増大層31により、強磁性層32の磁化の向きをピン止めして図1の紙面に垂直なb方向に磁化の向きを描えることができる。以上のことから、強磁性層34の磁化の向きを図1と図2の矢印a方向に向け、強磁性層32の向きを矢印b方向に向けることで両者をほぼ90°で直交させて揃えることができる。

【0032】図1に示す構造において定常電流は、磁気抵抗効果素子30に与えられる。図1に示す構造であるならば、保磁力増大層31の存在により強磁性層32が磁氣的交換結合を受けて保磁力が増大されてその磁化の向きがピン止めされ、他の強磁性層34の磁化の方向がトラック幅TWに相当する領域において自由にされる結果、強磁性層32と34の間に保磁力差が生じ、これに起因して巨大磁気抵抗効果が得られる。即ち、磁化の回転が自由にされた強磁性層34の中央部のトラック幅TWに相当する部分に、Y方向へ移動する磁気記録媒体からの漏れ磁界などのような外部磁界が作用すると、強磁性層34の磁化の向きが容易に回転するので、回転に伴って磁気抵抗効果素子30に抵抗変化が生じ、この抵抗変化を測定することで磁気記録媒体の磁気情報を読み取ることができる。また、この抵抗変化の際に強磁性層34は単磁区化されていて、しかも縦バイアスが印加されているので、バルクハウゼンノイズを生じることなく、良好な線形応答性で抵抗変化が得られる。

【0033】また、図1に示す構造においては、保磁力増大層31をα-Fe₂O₃から構成したが、α-Fe₂O₃は元々酸化物でありFeMnに比べて耐食性に優れ、しかもネール温度が高いため、温度変動に強い特徴がある。なお、図1に示す素子構造にあつては保磁力増大層31をα-Fe₂O₃から構成したが、保磁力増大層31

の構成材料は強磁性層32に磁氣的交換結合力を作用させて保磁力を高くするようなものであれば良いので、他の反強磁性体、酸化物反強磁性体あるいは高保磁力磁性体から構成しても良いのは勿論である。

【0034】次に図3は、本発明に係る磁気抵抗効果センサの他の形態を示すもので、この形態の磁気抵抗効果センサは、保磁力増大層41とピン止め強磁性層42と非磁性層43とフリー強磁性層44を積層して断面台形状の積層体45を形成し、この積層体45の両側に反強磁性層46、46を設け、各反強磁性層46上に強磁性層47と導電層48を積層して構成されている。この形態において反強磁性層46は、その端部46aにおいて反強磁性層41とピン止め強磁性層42と非磁性層43の側部を覆い、フリー強磁性層44の側部を厚み半分程度覆って設けられ、反強磁性層46上の強磁性層47はその端部でフリー強磁性層44の側部を厚み半分程度覆って設けられているが、各層の厚さ関係は図面に示したものに限らない。また、反強磁性層46と強磁性層の上下の位置関係を逆にしたもの、あるいは、反強磁性層46と強磁性層47の積層体を多段重ね構造にしたものでも良い。前記の構造において、保磁力増大層41は先の例で用いた保磁力増大層31と同等の材料からなり、ピン止め強磁性層42は先の例で用いた強磁性層32と同等の材料からなり、非磁性中間層43は先の例で用いた非磁性層33と同等の材料からなり、フリー強磁性層44は先の例で用いた強磁性層34と同等の材料からなる。また、反強磁性層46は先の例で用いた反強磁性層35と同等の材料からなり、強磁性層47は非晶質のCoNbZr、CoFeB、CoFeZrなどの強磁性層およびそれらとNiFe合金などの結晶質膜との積層膜からなることが好ましい。

【0035】図3に示す構造においては、反強磁性層46の一方異方性により強磁性層47の磁化の向きを図3の矢印a方向にピン止めするとともに、強磁性層47の磁化の向きに合わせてフリー強磁性層44の磁化の向きを矢印a方向に誘導して縦バイアスを印加することができる。また、保磁力増大層41によりピン止め強磁性層42の磁化の向きを図3の矢印b方向にピン止めする。以上のように、フリー強磁性層44と強磁性層47を単磁区化するとともにフリー強磁性層44の磁化の向きをピン止め強磁性層42の磁化の向きに対して直交させることができる。次に、強磁性層47を非晶質の強磁性体から構成すると、非晶質の強磁性層はMR効果が小さいので、サイドリーディング（トラック部以外で磁気媒体の磁界を拾うこと）が少なく、かつ、一方異方性も分散の少ないものを導入できる利点がある。

【0036】この形態の構造においては、先の形態の構造と同様に、フリー強磁性層44を単磁区化できるとともに、縦バイアスを印加しているので、バルクハウゼンノイズを生じることなく、良好な線形応答性で抵抗変化

が得られる。

【0037】次に図4～図6は、図1または図3に示す素子構造を備えた薄膜磁気ヘッドの一構造例を示す。この例の磁気ヘッドHAは、ハードディスク装置等に搭載される浮上式のもので、この磁気ヘッドHAのスライダ51は、図4の（イ）で示す側がディスク面の移動方向の上流側に向くリーディング側で、図4の（ロ）で示す側がトレーリング側である。このスライダ51のディスクに対向する面では、レール状のABS面51a、51a、51bと、エアグループ51cが形成されている。そして、このスライダ51のトレーリング側の端面51dに薄膜磁気ヘッド50が設けられている。

【0038】この例で示す薄膜磁気ヘッド50は、図5と図6に断面構造を示すような複合型磁気ヘッドであり、スライダ51のトレーリング側端面51d上に、MRヘッド（読出ヘッド） h_1 と、インダクティブヘッド（書込ヘッド） h_2 とが順に積層されて構成されている。

【0039】この例のMRヘッド h_1 は磁気抵抗効果を利用してディスクなどの記録媒体からの漏れ磁束を検出し、磁気信号を読み取るものである。図5に示すようにMRヘッド h_1 は、スライダ51のトレーリング側端面に形成されたセンダスト（Fe-Al-Si）等の磁性合金からなる下部ギャップ層53上に、アルミナ（Al₂O₃）などの非磁性材料により形成された上部ギャップ層54が設けられている。そして、この上部ギャップ層54上に、巨大磁気抵抗効果素子となる図1または図3に示す構造の磁気抵抗効果型センサが積層されている。更にその上には、アルミナなどからなる上部ギャップ層が形成され、その上に上部シールド層が形成されており、この上部シールド層は、その上に設けられるインダクティブヘッド h_2 の下部コア層55と兼用にされている。

【0040】インダクティブヘッド h_2 は、下部コア層55の上に、ギャップ層64が形成され、その上に平面的に螺旋状となるようにパターン化されたコイル層66が形成され、コイル層66は絶縁材料層67に囲まれている。絶縁材料層67の上に形成された上部コア層68は、その先端部68aをABS面51bにて下部コア層55に微小間隙をあけて対向し、その基端部68bを下部コア層55と磁氣的に接続させて設けられている。また、上部コア層68の上にはアルミナなどからなる保護層69が設けられている。

【0041】インダクティブヘッド h_2 では、コイル層66に記録電流が与えられ、コイル層66からコア層に記録電流が与えられる。そして、磁気ギャップGの部分での下部コア層55と上部コア層68の先端部からの漏れ磁界によりハードディスクなどの記録媒体に磁気信号を記録することができる。また、MRヘッド h_1 においては、ハードディスクなどの記録媒体からの微小の漏れ

磁界の有無により強磁性層44の抵抗が変化するので、この抵抗変化を読み取ることで記録媒体の記録内容を読み取ることができる。更に、この構成の磁気ヘッドHAにおいては、先に説明した構造の磁気抵抗効果型センサが設けられているので、バルクハウゼンノイズが無く、線形応答性に優れた抵抗変化を得ることができ、更に従来の磁気ヘッドよりも高いMR比を得ることができるので、読出性能が優れる特徴がある。

【0042】次に、図に示す構造の磁気抵抗効果型センサを得るには、 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ （アルチック）などの基板を高周波マグネトロンスパッタ装置あるいはイオンビームスパッタ装置のチャンバ内に設置し、チャンバ内をArガスなどの不活性ガス雰囲気としてから順次必要な層を成膜することにより作成することができる。成膜に必要なターゲットは $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ ターゲット、Ni-Fe合金ターゲット、Cuターゲットなどである。次に本発明に係る図3に示す磁気抵抗効果型センサを製造するには、Arガス圧3mTorr以下の雰囲気中において図1, 3のZ方向に磁界を印加しながら、スパッタにより基板上に $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ からなる保磁力増大層41を形成し、この保磁力増大層41上に、非磁性層43を挟んで2層の強磁性層42、44を形成するとともに、フォトリソグラフィプロセスとイオンミリングによりトラック幅に相当する部分を残して他の部分を除去して積層体45とする。次に前記の磁場の印加方向と直角方向に磁場を印加しながらスパッタにより前記積層体45の両端部分に反強磁性層46と非晶質の強磁性層47と電極層48を積層形成する。次いで図3の紙面垂直方向に磁界を印加してピン止め強磁性層42を着磁する。以上の処理によってピン止め強磁性層42の磁化の向きと強磁性層44の磁化の向きが 90° 直交した図3に示す構造の磁気抵抗効果型センサを得ることができる。

【0043】また、図1に示す構造の磁気抵抗効果型センサを製造するには、保磁力増大層31と強磁性層32と非磁性層33と強磁性層34を積層した後に反強磁性層と導電層を積層し、フォトリソグラフィプロセスにより強磁性層と導電層の中央部分を除いた状態で形成し、その後上部保護層37を形成する。また、これらの各層の形成時において、保磁力増大層31を成膜する際には、図1, 3のZ方向に相当する方向に磁界を印加しながら成膜し、反強磁性層35を成膜する際には図1, 3

のX方向に相当する方向に磁界を印加しながら成膜を行う。次いで最後に図1の紙面垂直方向に磁界を印加してピン止め強磁性層32を着磁する。以上の処理によってピン止め強磁性層32の磁化の向きと強磁性層34の磁化の向きが 90° 直交した図1に示す構造の磁気抵抗効果型センサを得ることができる。

【0044】

【実施例】高周波マグネトロンスパッタ装置を用い、 Al_2O_3 膜を被覆した $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ （アルチック）基板上に、複数のターゲットを用いて以下に示す構造になるようにスパッタして積層体を作成し図3に示す構造の磁気抵抗効果型センサを製造した。この際、 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ からなる保磁力増大層の層厚を500Å、 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 合金からなる強磁性層層厚を30Å、Cuからなる非磁性層の層厚を20Å、 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 合金からなる強磁性層の層厚を75Å、Taからなる保護層の層厚を30Åとした。また、基板には、ピン止め強磁性層が図3の矢印b方向に異方性を有するようにするために、矢印b方向に200 Oeの磁界を印加しながら成膜した。

【0045】得られた積層体に対し、フォトリソグラフィプロセスとイオンミリングによりトラック幅（感磁部分の幅）2μmの部分を残して積層体の両端部を除去し、この残った感磁部分の両側に、厚さ300Åの反強磁性層（ $\text{Pt}_{50}\text{Mn}_{50}$ ）と厚さ200Åの非晶質層（ $\text{Co}_{80}\text{Nb}_{10}\text{Zr}_{10}$ ）と厚さ700Åの電極層をスパッタにより積層し、この積層の際に前記の印加磁界と 90° 異なる方向に200 Oeの磁界を印加した。最終的に、トラック幅2μm、ハイト（図3の紙面厚さ方向の高さ）1μmとなるようにフォトリソプロセスによりパターンニングし、ハイト方向（図3の紙面厚さ方向）に2k Oeの磁界を印加してピン止め強磁性層を着磁した。また、一部の試料には、ハイト方向の着磁に先だて、トラック幅方向（図3の左から右方向）に磁場を印加しながら250℃で5時間の磁界中アニールを施した。

【0046】以上の製造方法で得られた磁気抵抗効果型センサ試料の低磁界での磁気抵抗曲線を測定した結果を表1と図7に示す。なお、印加磁界は前述のハイト方向とした。

【0047】

【表1】

反強磁性層	抵抗変化率 (± 50 Oe)	直線性 (± 50 Oe)	ヒステリ シス	バルクハウ ゼンノイズ
Pt ₅₀ Mn ₅₀	3.1%	良好	無し	無し
Pd ₅₀ Mn ₅₀	3.6%	良好	無し	無し
Pd ₃₀ Pt ₂₀ Mn ₅₀	3.0%	良好	無し	無し
Ni ₅₀ Mn ₅₀	2.8%	良好	無し	無し
Ru ₅₀ Mn ₅₀	3.4%	良好	無し	無し
Cr ₅₂ Mn ₄₈	2.8%	良好	無し	無し
Fe ₅₁ Mn ₄₉	2.9%	良好	無し	無し
Ir ₁₅ Mn ₈₅	3.1%	良好	無し	無し
Rh ₂₀ Mn ₈₀	3.0%	良好	無し	無し

【0048】図7においてゼロ磁界での抵抗値は、最大と最小の抵抗値のほぼ中点に位置しており、磁化が直交していることを間接的に示している。ほぼ中点に位置していることにより、外部磁界が ± 50 Oe程度の範囲で変化しても、良好な直線性を有しており、ダイナミックレンジが広いと言える。また、ヒステリシスもバルクハウゼンノイズも見られず、読出用磁気ヘッドとして好適な特性を示すことが判明した。更に、 ± 50 Oeの範囲での抵抗変化率は3.1%であり、極めて高出力であることも明らかである。また、反強磁性層として、PtMnに代えてPdMn、PdPtMn、NiMn、RuMn、CrMn、FeMn、IrMn、RhMnをそれぞれ用いた試料も製造して同様に測定に供したが、表1に示すように優れた効果を奏することが明らかになった。

【0049】次に図8は、本発明者らが先に、特願平7-78022号明細書において提案している α -Fe₂O₃を用いた磁気抵抗効果型センサ試料のブロック温度T_bを示すものである。また、比較のために、特願平7-78022号明細書に記載の比較例構造(NiFe/Cu/NiFe/FeMn(110Å)の積層体とNiFe/Cu/CoPt(80Å)の積層体)のFeMnを用いた構造の試料とFeMnに代えてNiOを用いた試料の温度特性も併記した。ここでH_{bp}は、反強磁性膜に隣接したNiFe膜の磁化反転がシフトするバイアス磁界をいい、H_{cpl}は、そのヒステリシスによる保磁力を意味する。図8に示す結果から、 α -Fe₂O₃を用いた磁気抵抗効果型センサ試料は優れた耐熱性も有していることが明らかになった。これは、 α -Fe₂O₃自体のネール温度(677℃)がFeMnやNiOに比べて高いことに起因しているものと思われる。従ってこの α -Fe₂O₃を用いた磁気抵抗効果型センサ試料であるならば、温度変化によっても特性劣化の少ない磁気抵抗効果型センサを提供できる。

【0050】次に、図9(A)は保磁力増大層(α -Fe₂O₃など)に接したピン止め強磁性層の磁化曲線を、図9(B)はそれを用いたスピナル磁気抵抗効果型

センサの磁気抵抗曲線を示す。図9(A)(B)において、保磁力(H_b)と交換バイアス磁界(H_e)の値がそれぞれ示され、ここでは、H_b>H_eとなる。これに対して図3の反強磁性層46に接する強磁性層では、逆に、H_b<H_eとなる。この場合に、一方向性の異方性が生じていることとなり、本明細書ではこのような関係となる強磁性層について一方向性の異方性が生じていると定義した。

【0051】

【発明の効果】以上説明したように本発明は、感磁部分の磁気抵抗効果素子に隣接させる強磁性層として、非晶質薄膜からなるものを用いると、非晶質の強磁性層はMR効果が小さいので、サイドリーディング(トラック部以外で磁気媒体の磁界を拾うこと)が少なく、かつ、一方向異方性も分散の少ないものを導入できる。

【0052】縦バイアスを印加するための反強磁性層として、X-Mn(ただしXは、Fe、Co、Ni、Cr、Pt、Pd、Ir、Ru、Rhのうちの1種または2種以上を示す。)系合金薄膜からなるものを用いることで、耐食性に優れ、温度変化による交換異方性磁界の変化が小さなものを提供できる。また、X-Mn系合金のある組成範囲であるならば、スパッタリング等の成膜法で成膜したままの状態特殊な熱処理を行わなくとも使用できるので、従来構造より熱処理条件を緩和できる。

【0053】次に、前記構造の磁気抵抗効果センサを磁気ヘッドに用いるならば、磁気記録媒体からの微小な磁界に線形応答して抵抗変化を起こし、これにより検出感度良くバルクハウゼンノイズの無い磁気情報の読出を行い得る磁気ヘッドを提供することができる。

【0054】次に、縦バイアス印加のための反強磁性層と隣接する磁化反転が自由にされる強磁性層に誘起される一方向性の磁気異方性を、その強磁性層を磁界を印加しながら形成するか、あるいは、強磁性層形成後に磁界中で熱処理を行うことにより生じさせ、保磁力増大層に隣接する磁化反転がピン止めされる強磁性層の磁化方向を、前記磁化反転が自由にされる強磁性層の磁気異方性

の方向を決定する工程の後に行う着磁工程により決定することにより、磁化反転がピン止めされた強磁性層の磁化の向きと、磁化反転が自由にされた強磁性層の磁化の向きをほぼ直交させ、しかも縦バイアスを印加した磁気抵抗効果型センサを得ることができる。

【0055】更に、反強磁性層と隣接して積層体を構成する強磁性層に誘起される一方向性の磁気異方性を、その強磁性層を磁界を印加しながら形成するか、あるいは強磁性層形成後に磁界中で熱処理を行うことにより生じさせ、保磁力増大層に隣接する磁化反転がピン止めされる強磁性層の磁化方向を、前記積層体の強磁性層の磁気異方性の方向を決定する工程の後に行う着磁工程により決定することにより、磁化反転がピン止めされた強磁性層の磁化の向きと、磁化反転が自由にされた強磁性層の磁化の向きをほぼ直交させ、しかも、縦バイアスを印加した磁気抵抗効果型センサを得ることができる。

【0056】また、本発明においては、磁化反転が自由にされてなる強磁性層に対して一方向の磁気異方性を誘起させて磁区を安定化する反強磁性体の反強磁性層を設けたので、強磁性層を単磁区化することができ、外部磁界によって強磁性層の磁化反転の方向をピン止めされた強磁性層の磁化の方向と異ならせることにより抵抗変化を生じさせることができ、この抵抗変化により外部磁界を感度良く検出できるとともに、パルクハウゼンノイズを無くすることができる。また、強磁性層を単磁区化することにより、線形応答性の優れた磁界検出ができる。更に、磁化反転がピン止めされた強磁性層の磁化と磁化の反転が自由にされた強磁性層の磁化の向きが90°異なることにより、効率良く大きな磁気抵抗変化を得ることができる。また、磁化の向きをピン止めする反強磁性層として、 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ の層を用いるならば、 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ のネール温度が高いことに起因して、熱変化に強く、熱変化によって検出感度の低下しない磁気抵抗効果型センサを提供できる。

【0057】次に、縦バイアス印加のための反強磁性層が、磁化反転が自由にされてなる強磁性層の感磁部分の両端側に感磁部分の幅に相当する所定のトラック幅をあけて強磁性層に接して対向配置されてなることで、強磁性層の感磁部分の両側に一方向性の磁気異方性により縦バイアスを印加できるとともに、強磁性層の感磁部分の磁化反転を容易にすることで、縦バイアスを印加して線形応答性の良い、パルクハウゼンノイズの無い状態で抵抗変化を得ることができる。

【0058】次に、磁化反転を自由にされた強磁性層が、トラック幅に相当する感磁部分の幅の分のみ形成され、その強磁性層の両側に形成された反強磁性体の反強磁性層と他の強磁性層との積層体により縦バイアスが印加されてなることで、強磁性層に一方向性の磁気異方性

により縦バイアスを印加できるとともに、強磁性層の磁化反転を容易にすることで、縦バイアスを印加して線形応答性の良い、パルクハウゼンノイズの無い状態で抵抗変化を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明に係る磁気抵抗効果型センサの第1の形態を示す断面図。

【図2】 図1に示すセンサの各強磁性層の磁化の向きを示す図。

10 【図3】 本発明に係る磁気抵抗効果型センサの第2の形態を示す断面図。

【図4】 本発明に係る磁気抵抗効果型センサを備えた薄膜磁気ヘッドの斜視図。

【図5】 図4に示す薄膜磁気ヘッドの要部の断面図。

【図6】 図4に示す薄膜磁気ヘッドの一部を断面とした斜視図。

【図7】 実施例試料の抵抗変化曲線を示す図。

【図8】 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ を用いた磁気抵抗効果型センサ試料のブロッキング温度を示す図。

20 【図9】 図9(A)はピン止め強磁性層の磁化曲線、図9(B)は磁気抵抗効果型センサの磁気抵抗曲線を示す図。

【図10】 従来の磁気抵抗効果型センサの第1の例を示す断面図。

【図11】 従来の磁気抵抗効果型センサの第2の例を示す断面図。

【図12】 従来の磁気抵抗効果型センサの第3の例を示す断面図。

30 【図13】 従来の磁気抵抗効果型センサの第4の例を示す断面図。

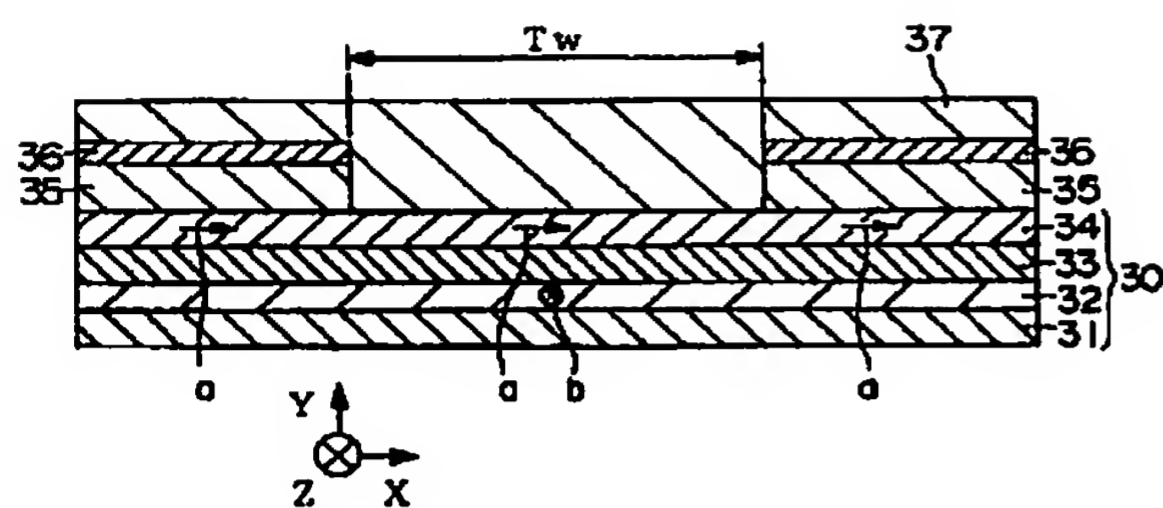
【図14】 従来の磁気抵抗効果型センサの第5の例を示す断面図。

【図15】 従来の磁気抵抗効果型センサの第6の例を示す断面図。

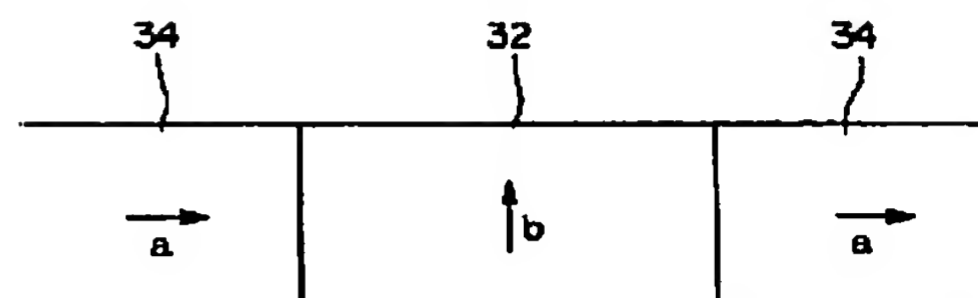
【符号の説明】

30	磁気抵抗効果素子
31、41	保磁力増大層
32	強磁性層
33、43	非磁性層
40 34	強磁性層
35	反強磁性層
36	リード層
42	ピン止め強磁性層
44	フリー強磁性層
46	反強磁性層
47	強磁性層
48	導電層

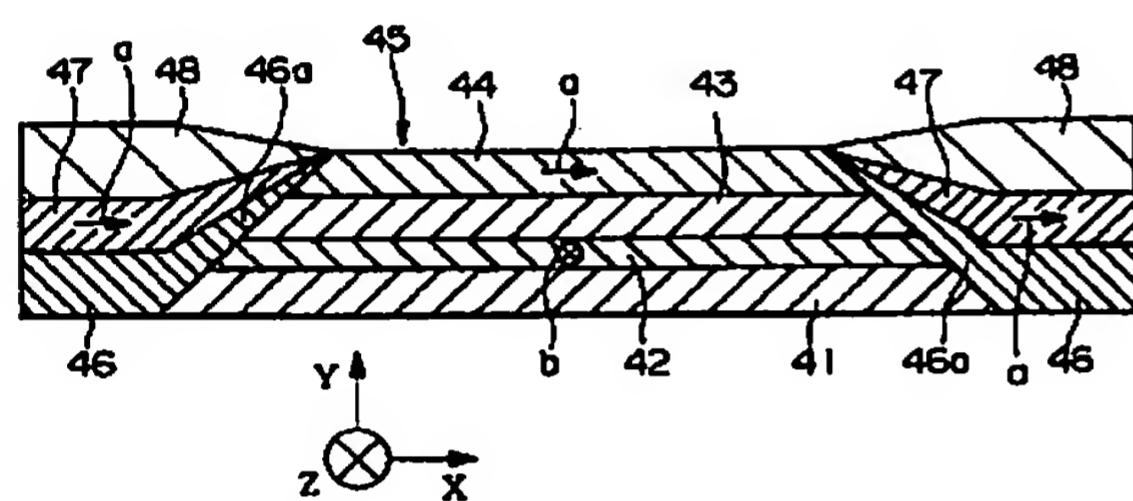
【図1】



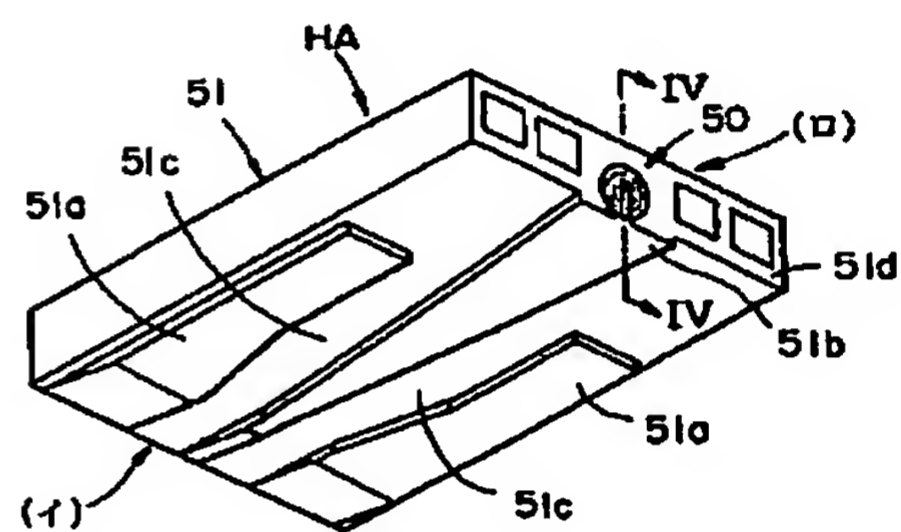
【図2】



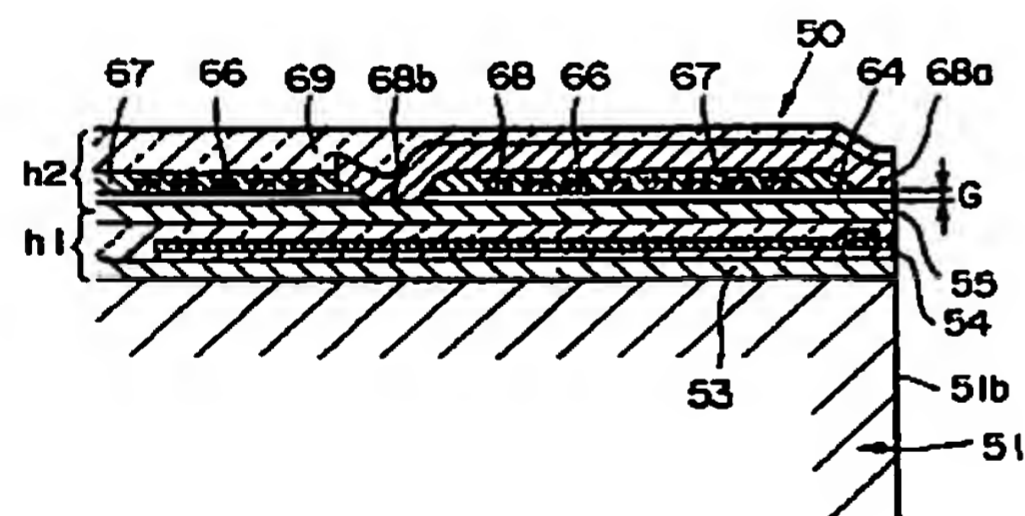
【図3】



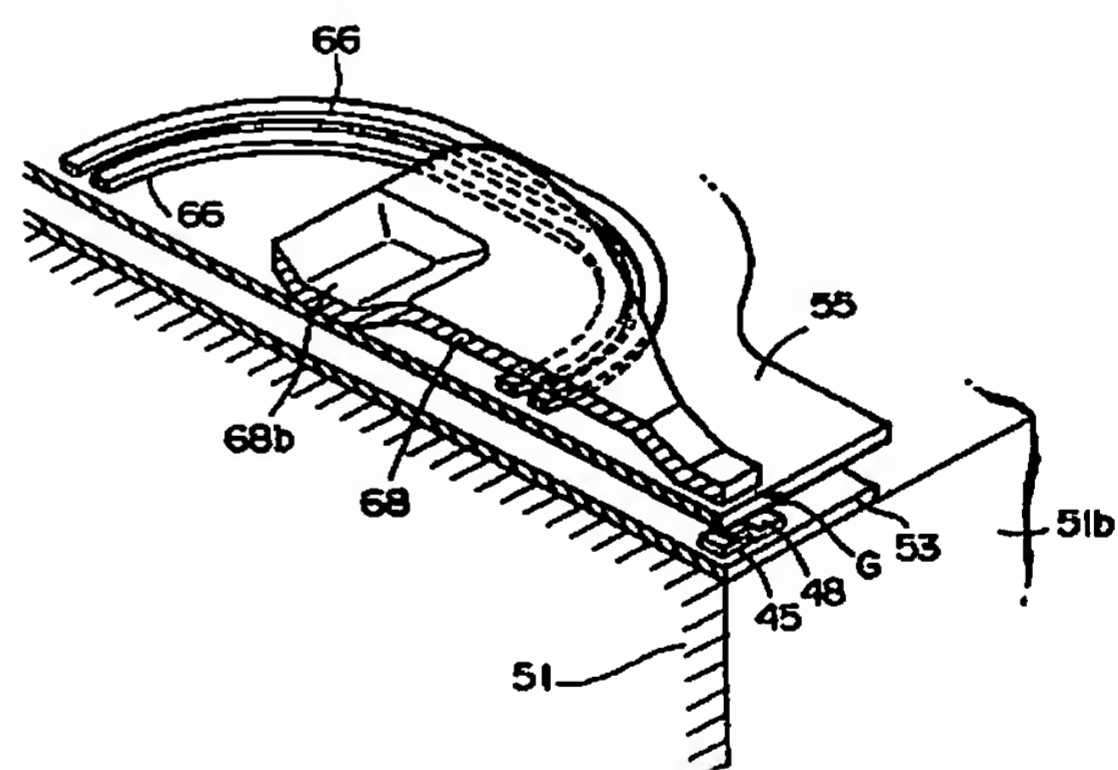
【図4】



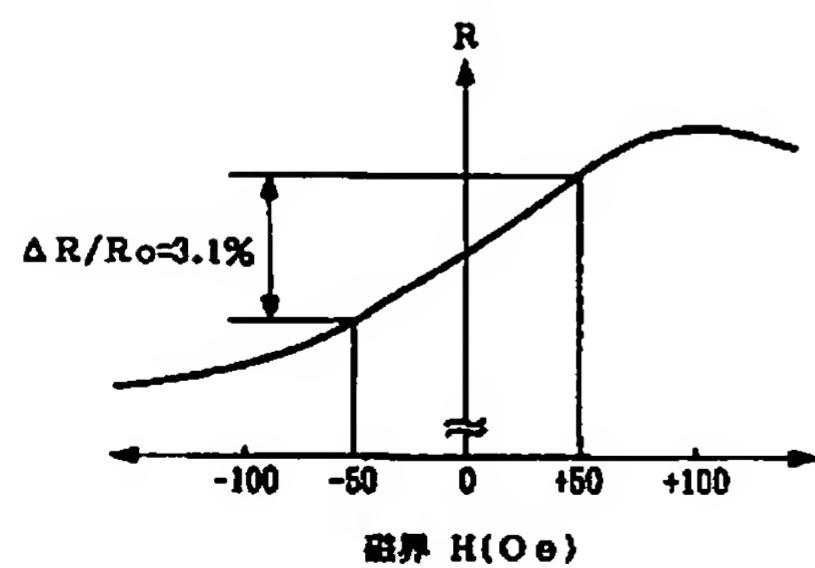
【図5】



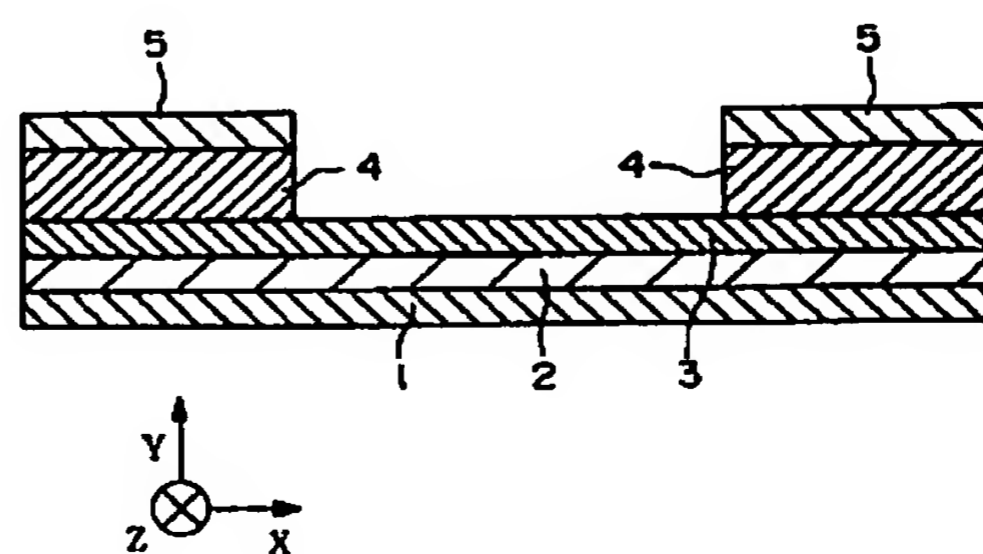
【図6】



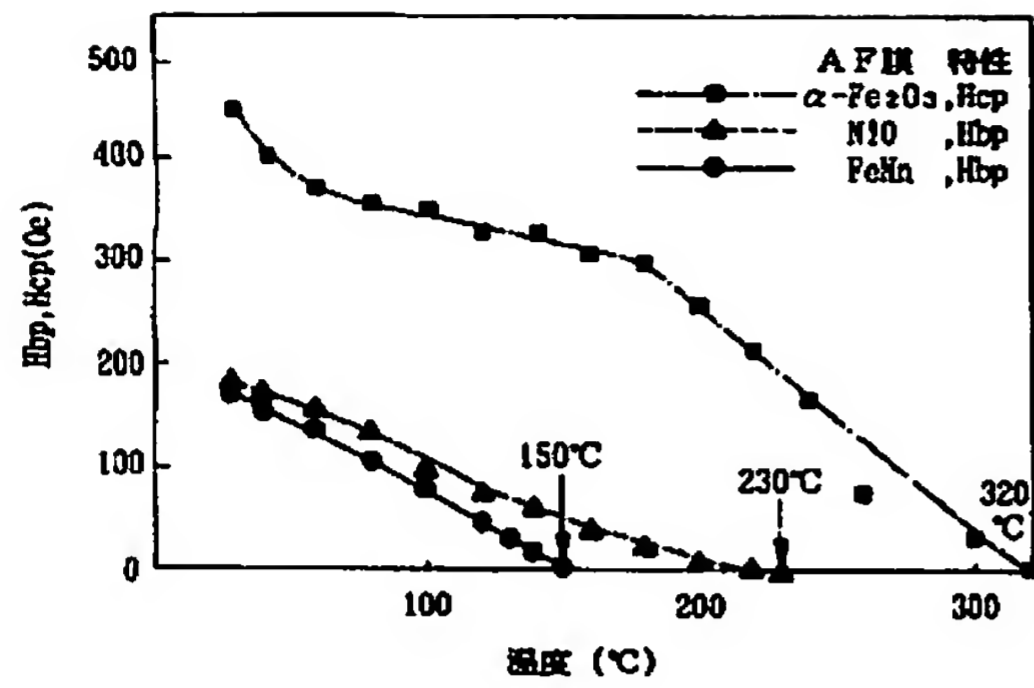
【図7】



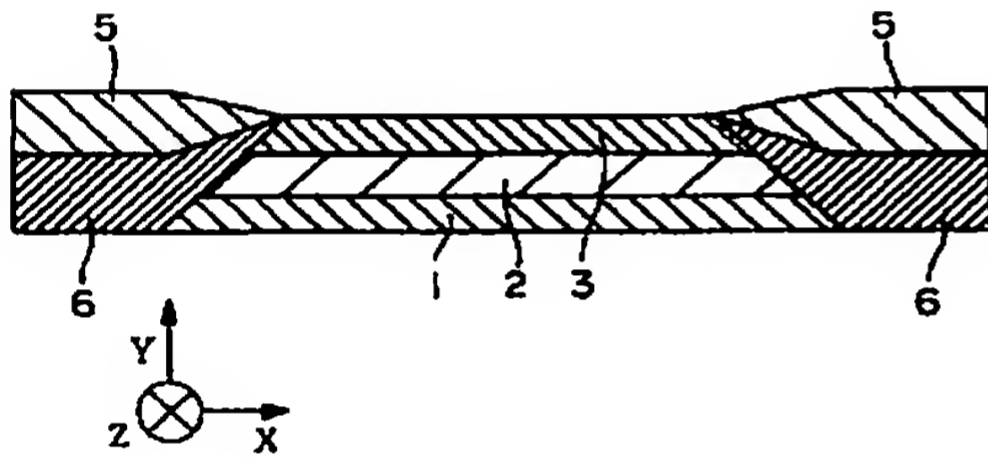
【図10】



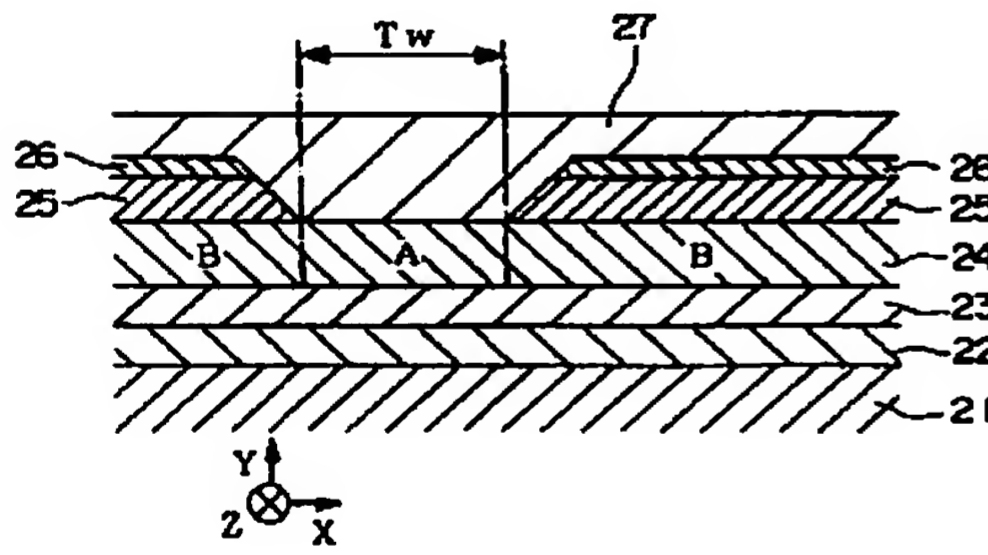
【図8】



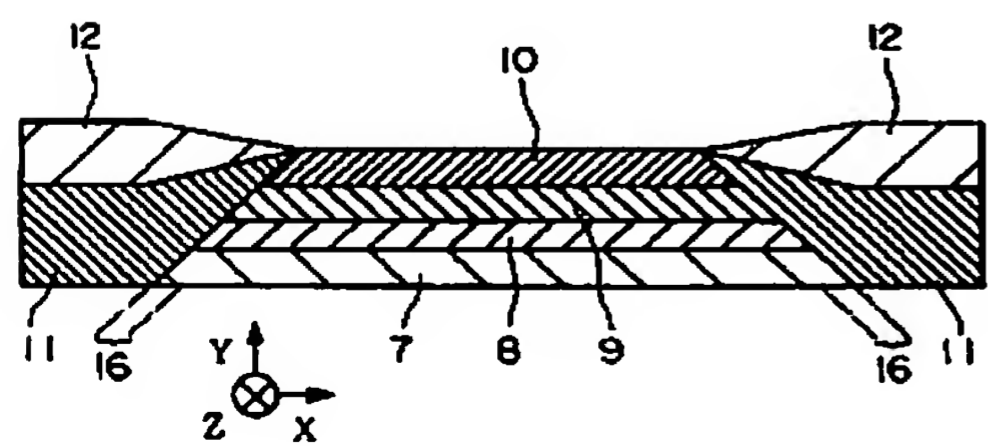
【図11】



【図12】

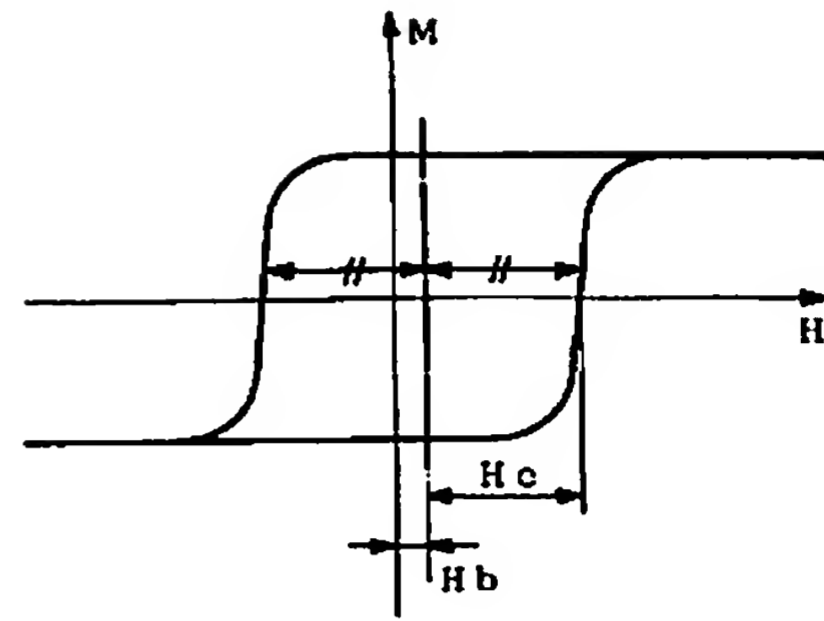


【図14】

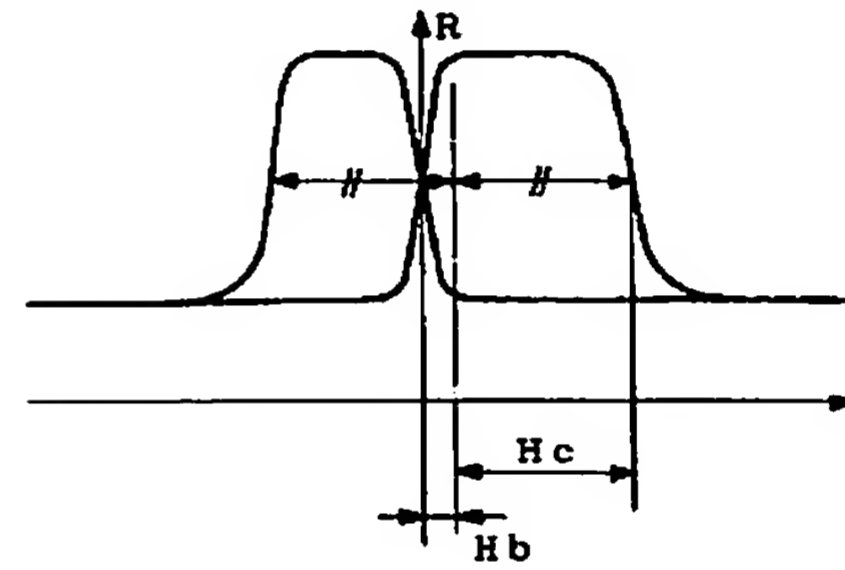


【図9】

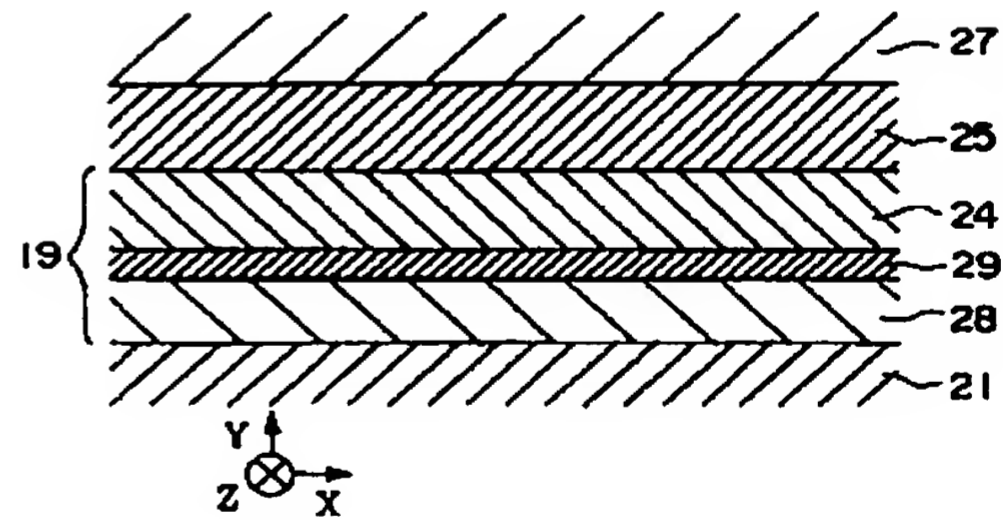
(A)



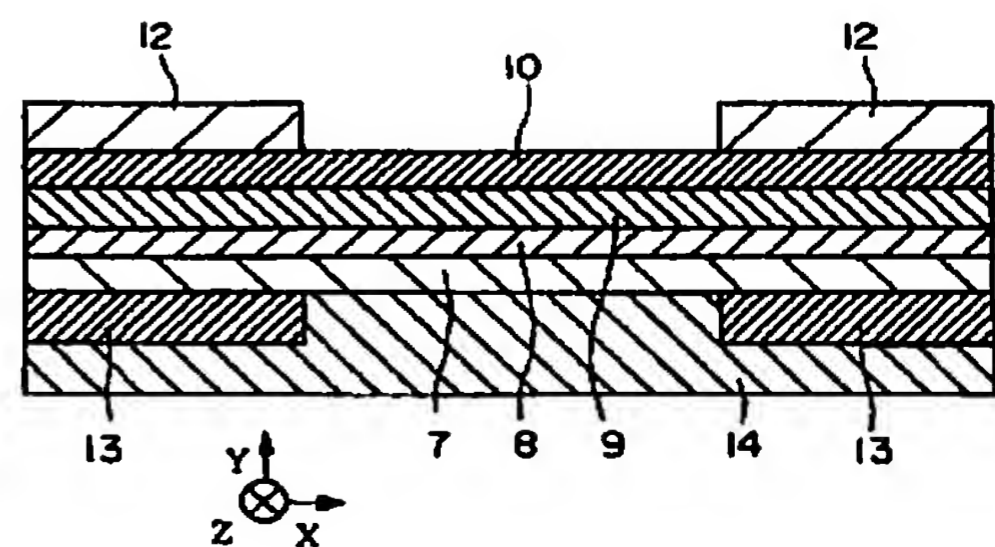
(B)



【図13】



【図15】





US006496338B2

(12) **United States Patent**
Hasegawa et al.

(10) Patent No.: **US 6,496,338 B2**
(45) Date of Patent: **Dec. 17, 2002**

(54) **SPIN-VALVE MAGNETORESISTIVE SENSOR INCLUDING A FIRST ANTIFERROMAGNETIC LAYER FOR INCREASING A COERCIVE FORCE AND A SECOND ANTIFERROMAGNETIC LAYER FOR IMPOSING A LONGITUDINAL BIAS**

(75) Inventors: Naoya Hasegawa, Niigata-ken (JP);
Masamichi Saito, Niigata-ken (JP);
Akhiro Makino, Niigata-ken (JP)

(73) Assignee: Alps Electric Co., Ltd., Tokyo (JP)

(*) Notice: Subject to any disclaimer, the term of this patent is extended or adjusted under 35 U.S.C. 154(b) by 0 days.

(21) Appl. No.: 09/891,327

(22) Filed: Jun. 25, 2001

(65) Prior Publication Data

US 2001/0050834 A1 Dec. 13, 2001

Related U.S. Application Data

(62) Division of application No. 08/944,665, filed on Oct. 6, 1997, now Pat. No. 6,295,186.

(30) Foreign Application Priority Data

Oct. 7, 1996 (JP) 8-266359

(51) Int. Cl.⁷ G11B 5/39

(52) U.S. Cl. 360/324.12; 360/324.11

(58) Field of Search 360/324.1, 324.11,
360/324.12, 327.3, 327.32

(56) References Cited

U.S. PATENT DOCUMENTS

4,103,315 A 7/1978 Hempstead et al.
4,809,109 A 2/1989 Howard et al.
4,947,541 A 8/1990 Toyoda et al.

(List continued on next page.)

FOREIGN PATENT DOCUMENTS

EP	676747 A2 *	10/1995
JP	6-103537	4/1994
JP	5-43025	11/1994
JP	5-78919	11/1994
JP	4-315648	11/1994
JP	5-053605	11/1994
JP	5-053612	11/1994
JP	6-314617	11/1994
JP	6-325934	11/1994
JP	6-219144	5/1996
JP	8-138935	5/1996
JP	8-88118	4/1998

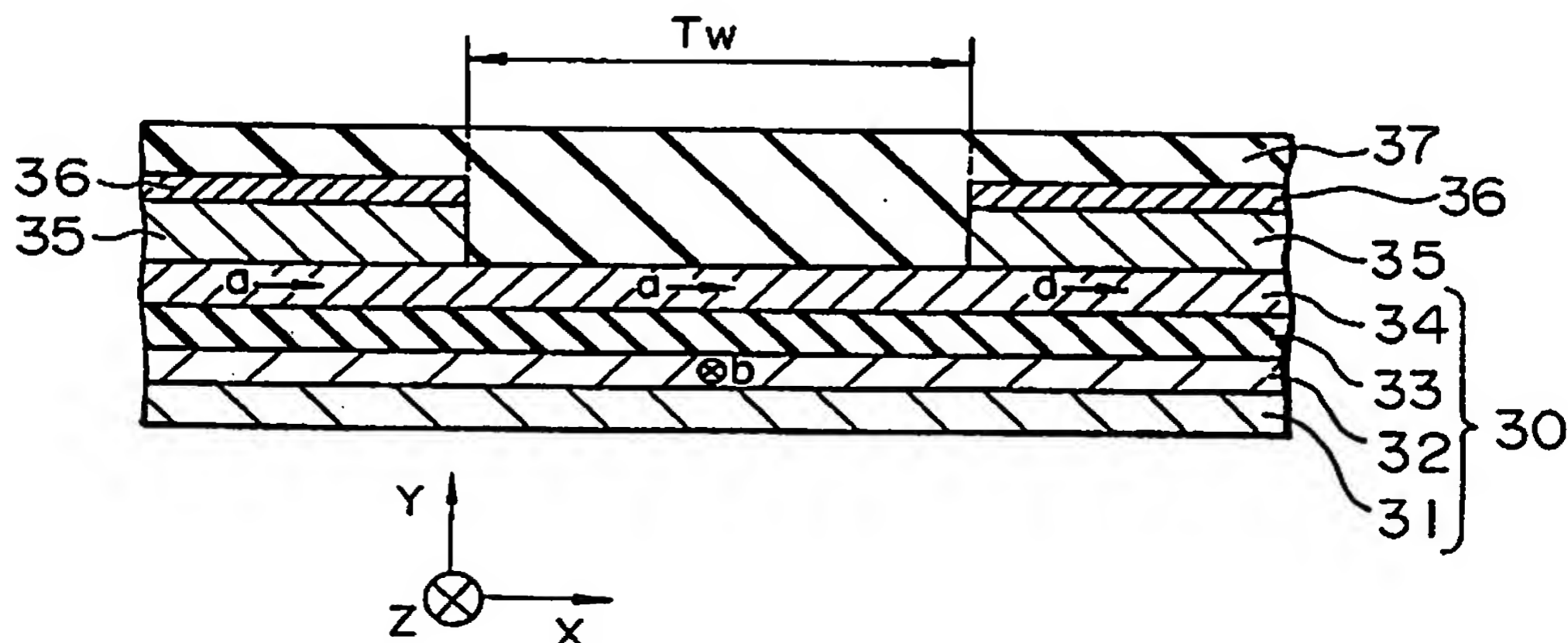
Primary Examiner—David L. Ometz

(74) Attorney, Agent, or Firm—Brinks Hofer Gilson & Lione

(57) **ABSTRACT**

The present invention provides a spin-valve magnetoresistive sensor comprising at least two ferromagnetic layers including a first and a second ferromagnetic layers. A first antiferromagnetic layer is layered adjacent to the first ferromagnetic layer for increasing the coercive force of the first ferromagnetic layer to pin the magnetization direction of the first ferromagnetic layer. A pair of second antiferromagnetic layers are respectively positioned adjacent to the longitudinal ends of the second ferromagnetic layer. Further, a pair of third ferromagnetic layers are respectively layered adjacent to said pair of second antiferromagnetic layers for inducing magnetic anisotropy to pin the magnetization direction of each third ferromagnetic layer in a direction perpendicular to the pinned magnetization direction of the first ferromagnetic layer, thereby imposing a longitudinal bias on the second ferromagnetic layer to stabilize magnetic domains therein in order to suppress Barkhausen noise. The magnetization direction of the second ferromagnetic layer remains free to rotate in accordance with the direction of an external magnetic field, thereby changing the electrical resistance of the sensor.

6 Claims, 8 Drawing Sheets



U.S. PATENT DOCUMENTS

5,153,513 A 10/1992 Adachi
 5,195,004 A 3/1993 Okuda et al.
 5,206,590 A 4/1993 Denny et al.
 5,287,238 A 2/1994 Baumgart et al.
 5,315,468 A 5/1994 Lin et al.
 5,373,238 A 12/1994 McGuire et al.
 5,500,633 A 3/1996 Saito et al.
 5,508,867 A 4/1996 Cain et al.
 5,528,440 A 6/1996 Fontana et al.
 5,549,978 A 8/1996 Iwasaki et al.
 5,552,949 A 9/1996 Hashimoto et al.
 5,574,605 A 11/1996 Baumgart et al.

* cited by examiner

5,583,725 A 12/1996 Colley et al.
 5,648,884 A 7/1997 Lazzari
 5,654,854 A 8/1997 Mallory
 5,691,864 A 11/1997 Saito
 5,739,987 A • 4/1998 Yuan et al. 360/327.32
 5,742,458 A • 4/1998 Koike et al. 360/324.11
 5,756,191 A 5/1998 Hashimoto et al.
 5,764,056 A • 6/1998 Mao et al. 360/324.11
 5,772,794 A 6/1998 Uno et al.
 5,784,225 A 7/1998 Saito et al.
 5,843,589 A 12/1998 Hoshiya et al.

FIG. 1

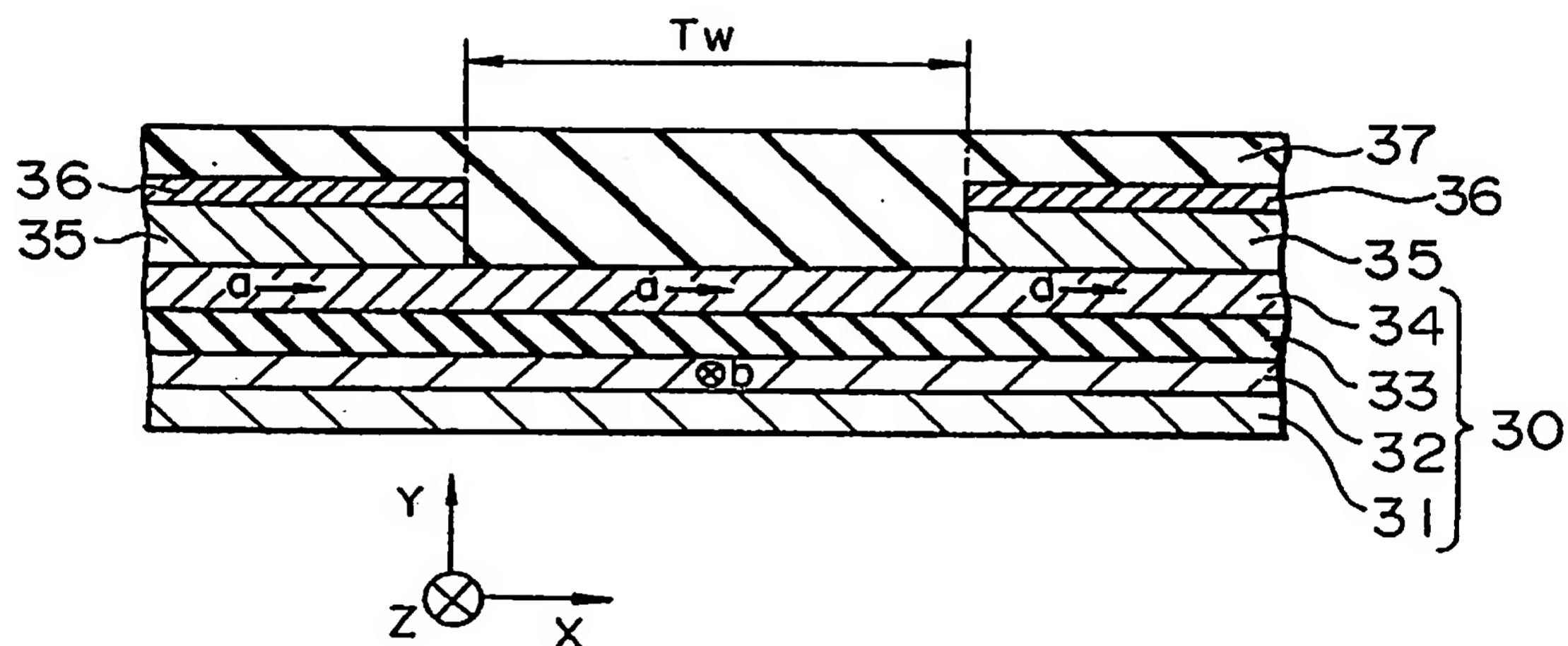


FIG. 2

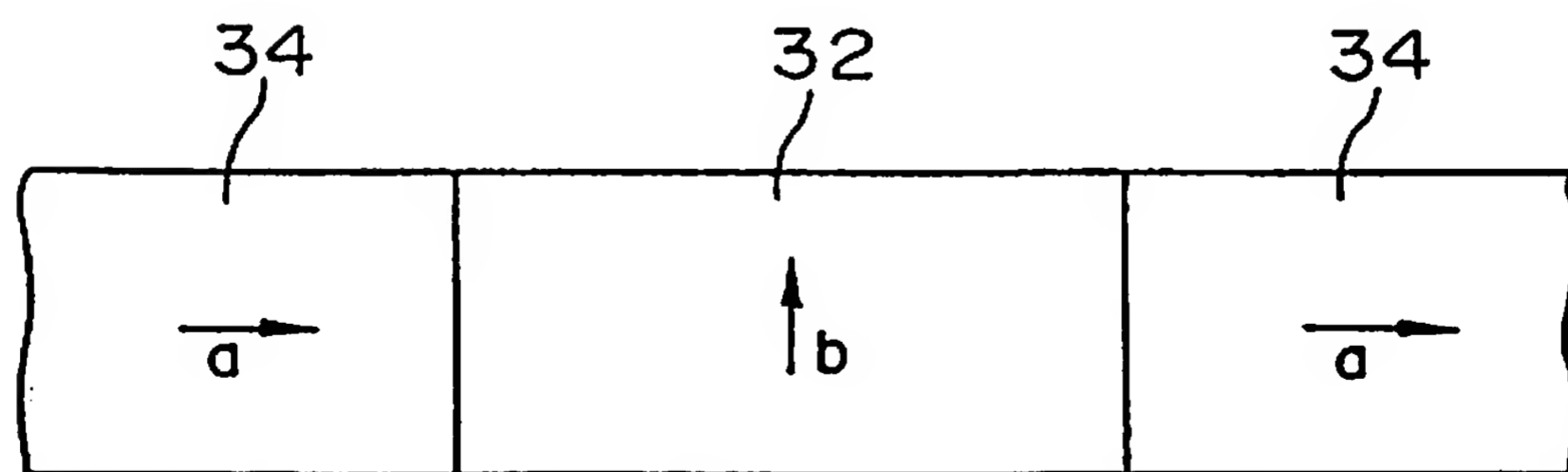


FIG. 3

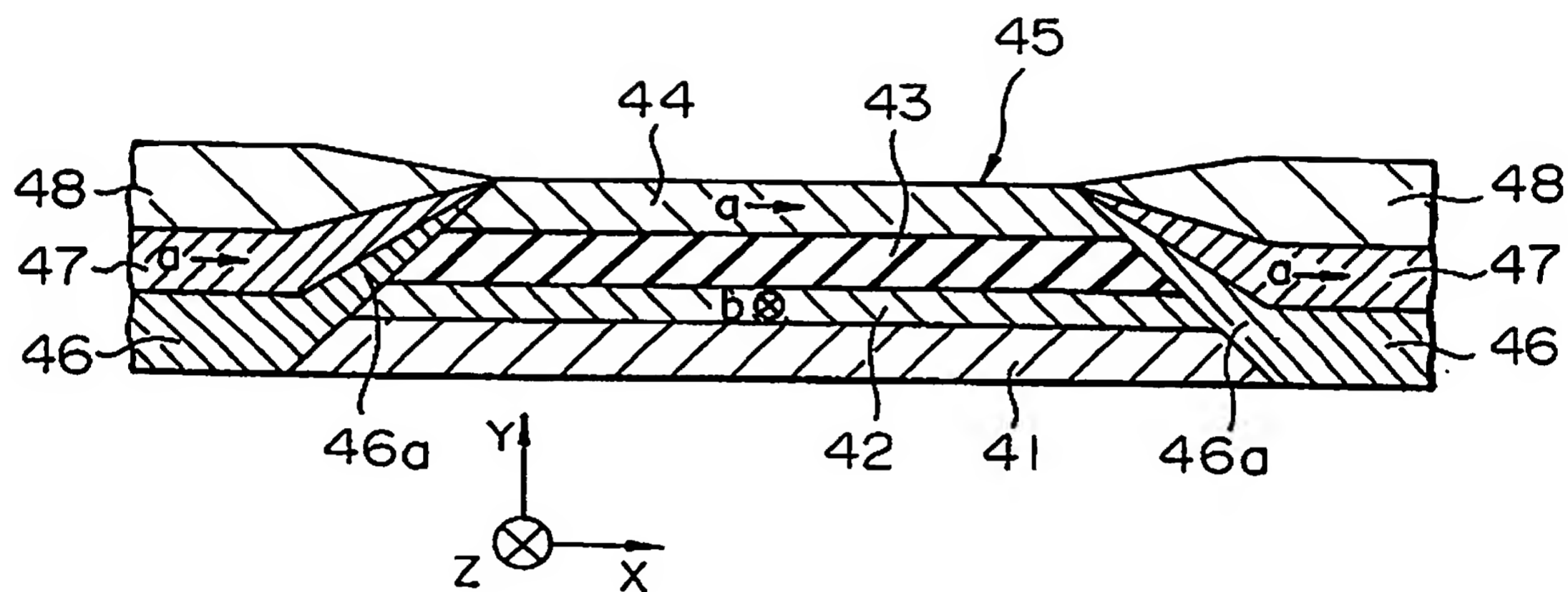


FIG. 4

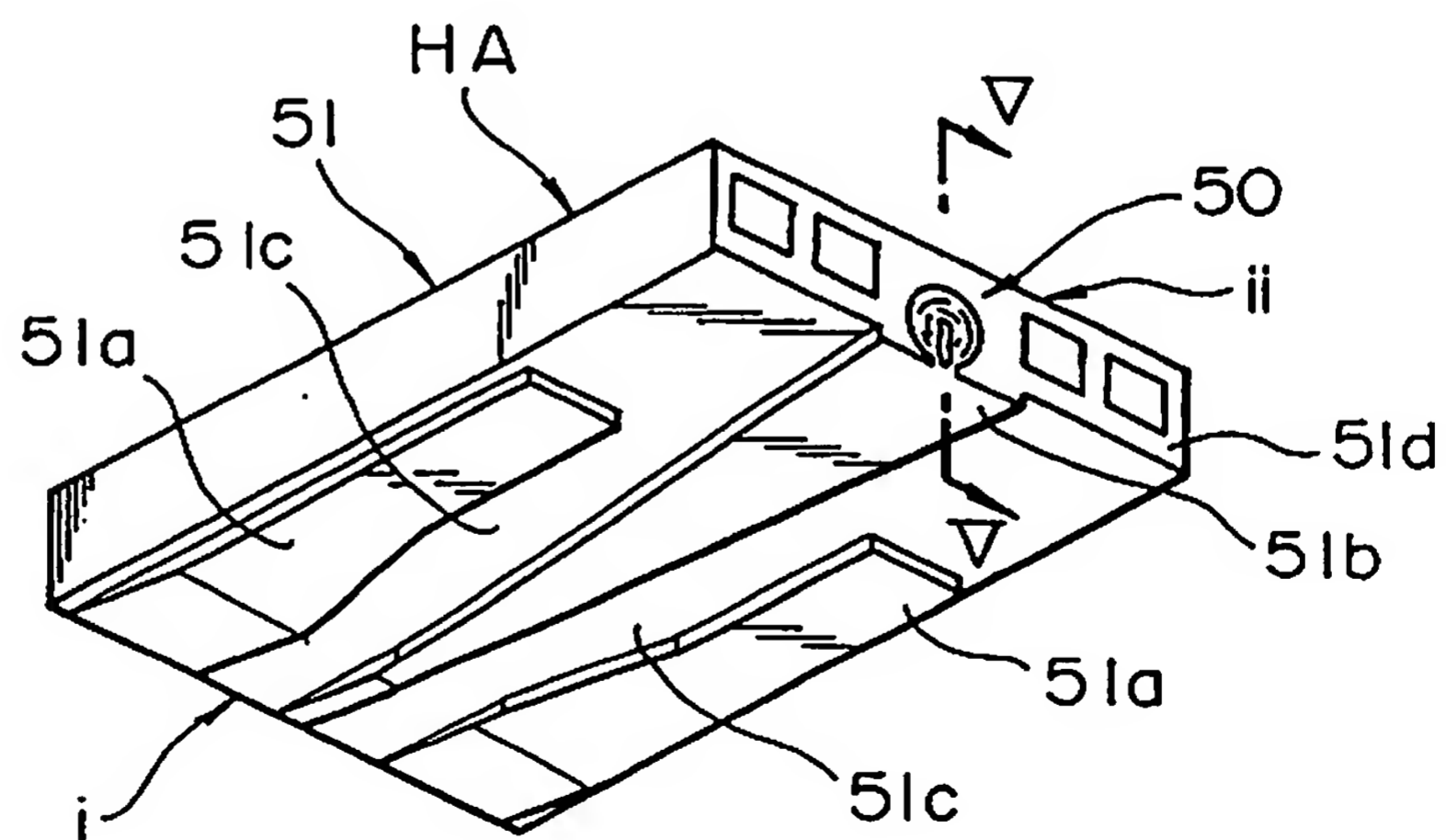


FIG. 5

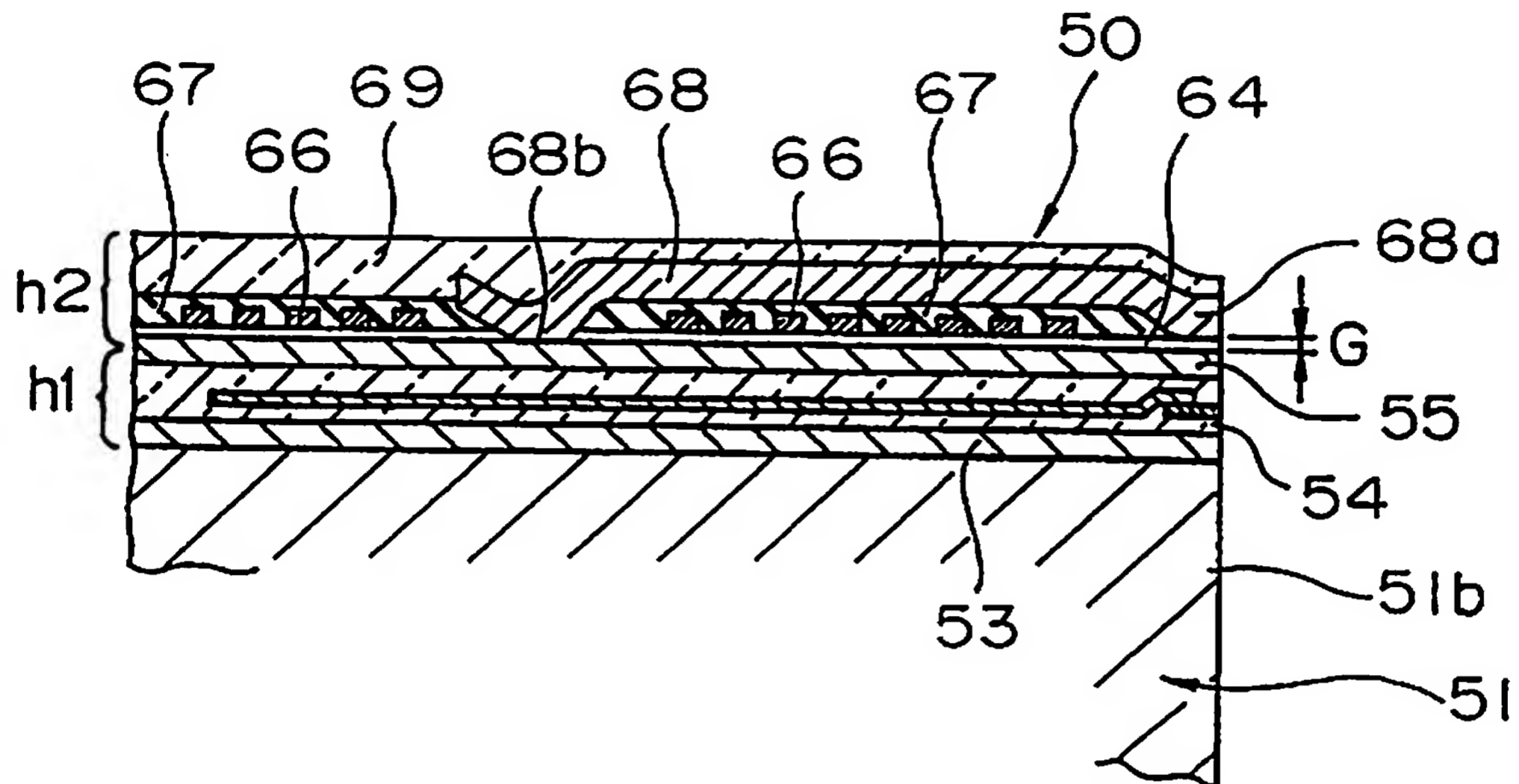


FIG. 6

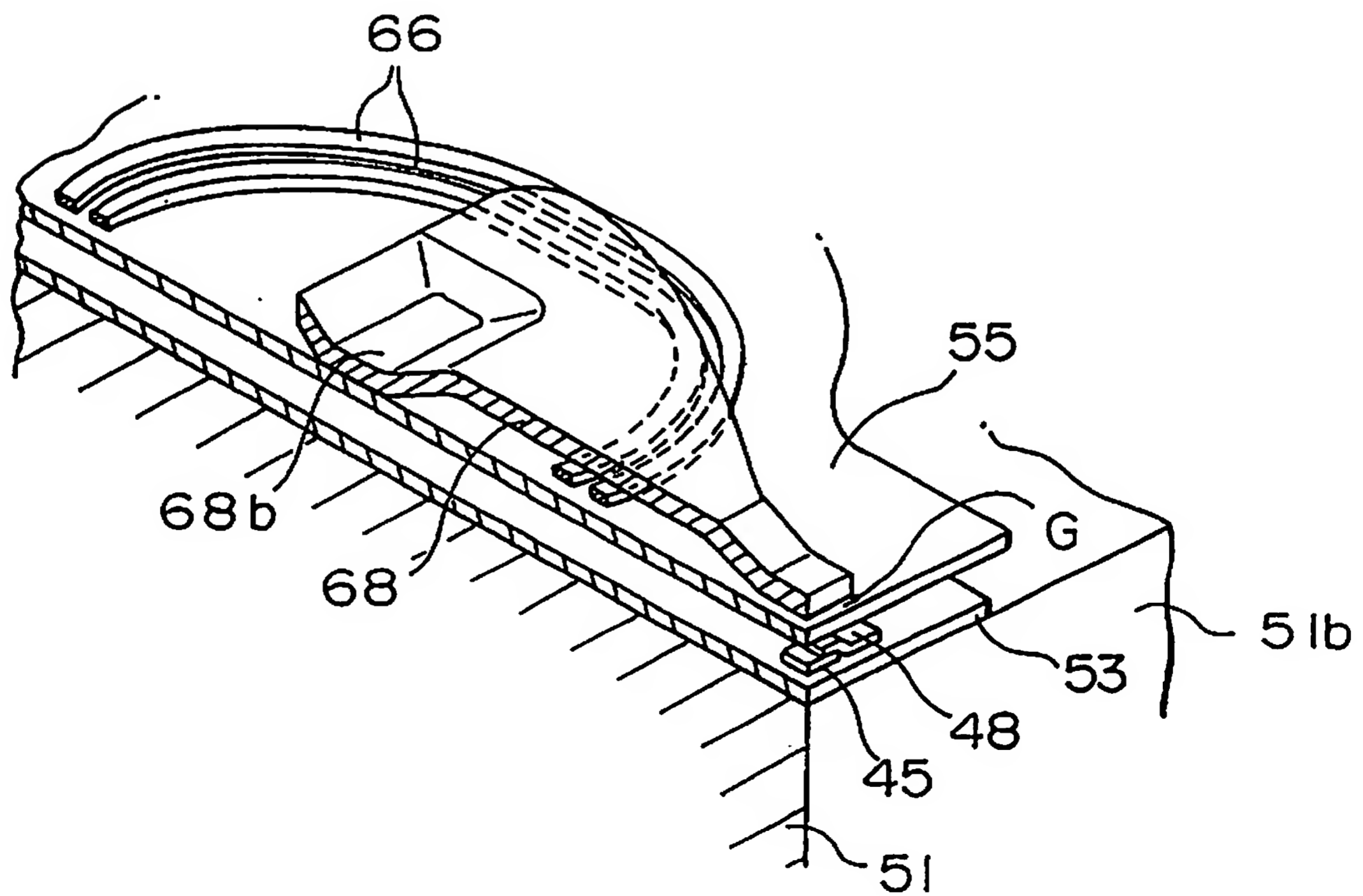


FIG. 7

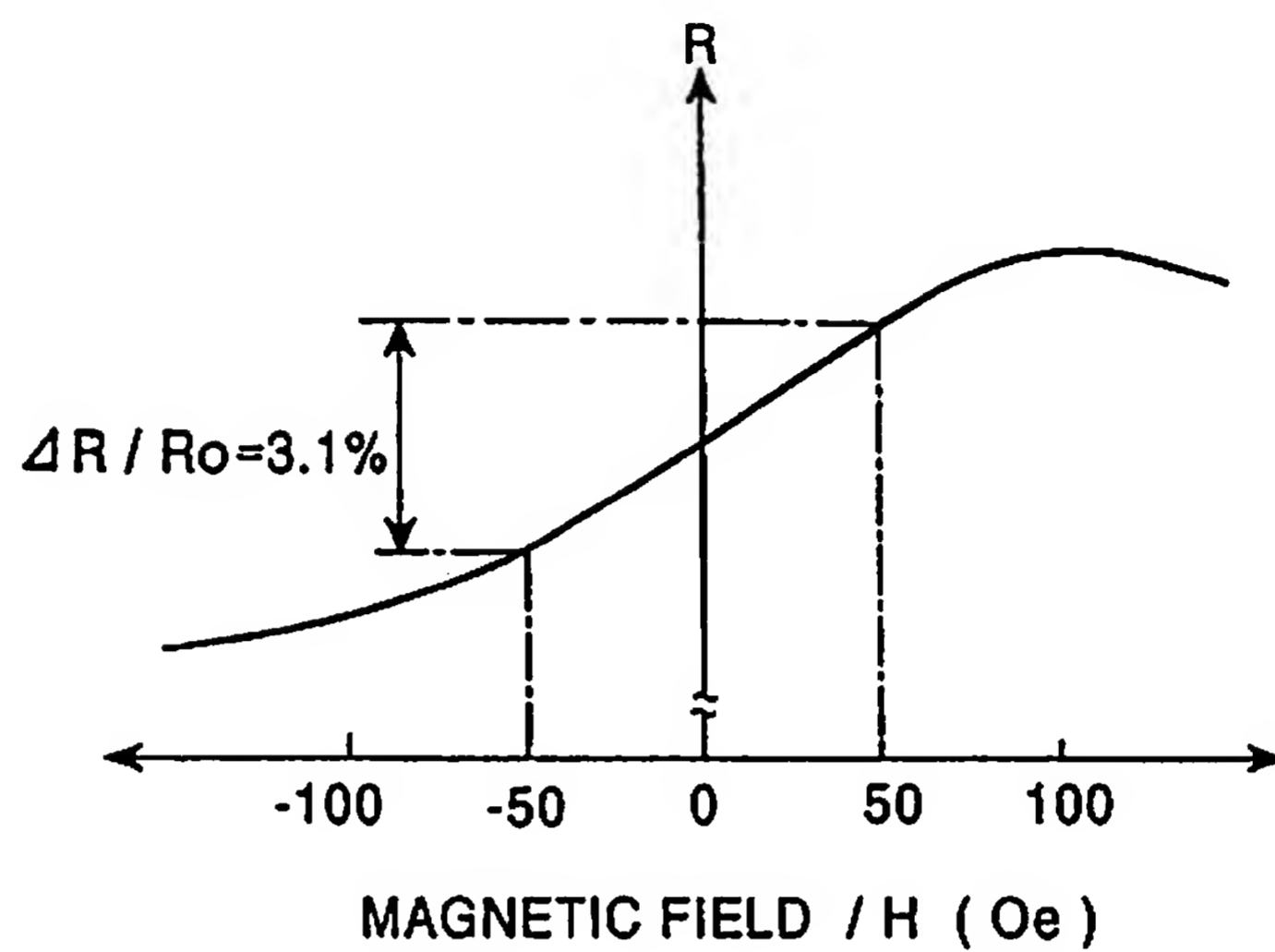


FIG. 8

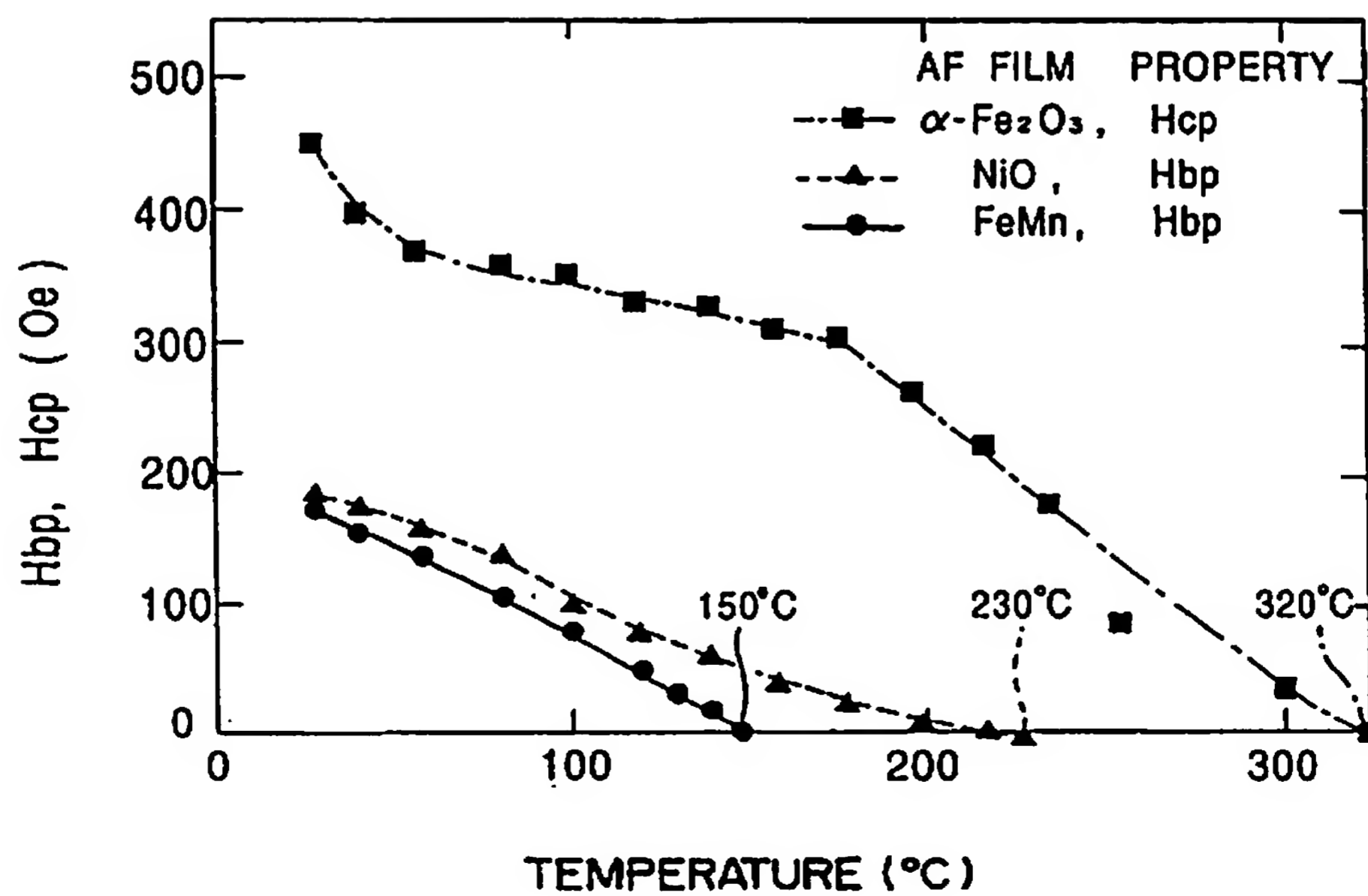


FIG. 9A

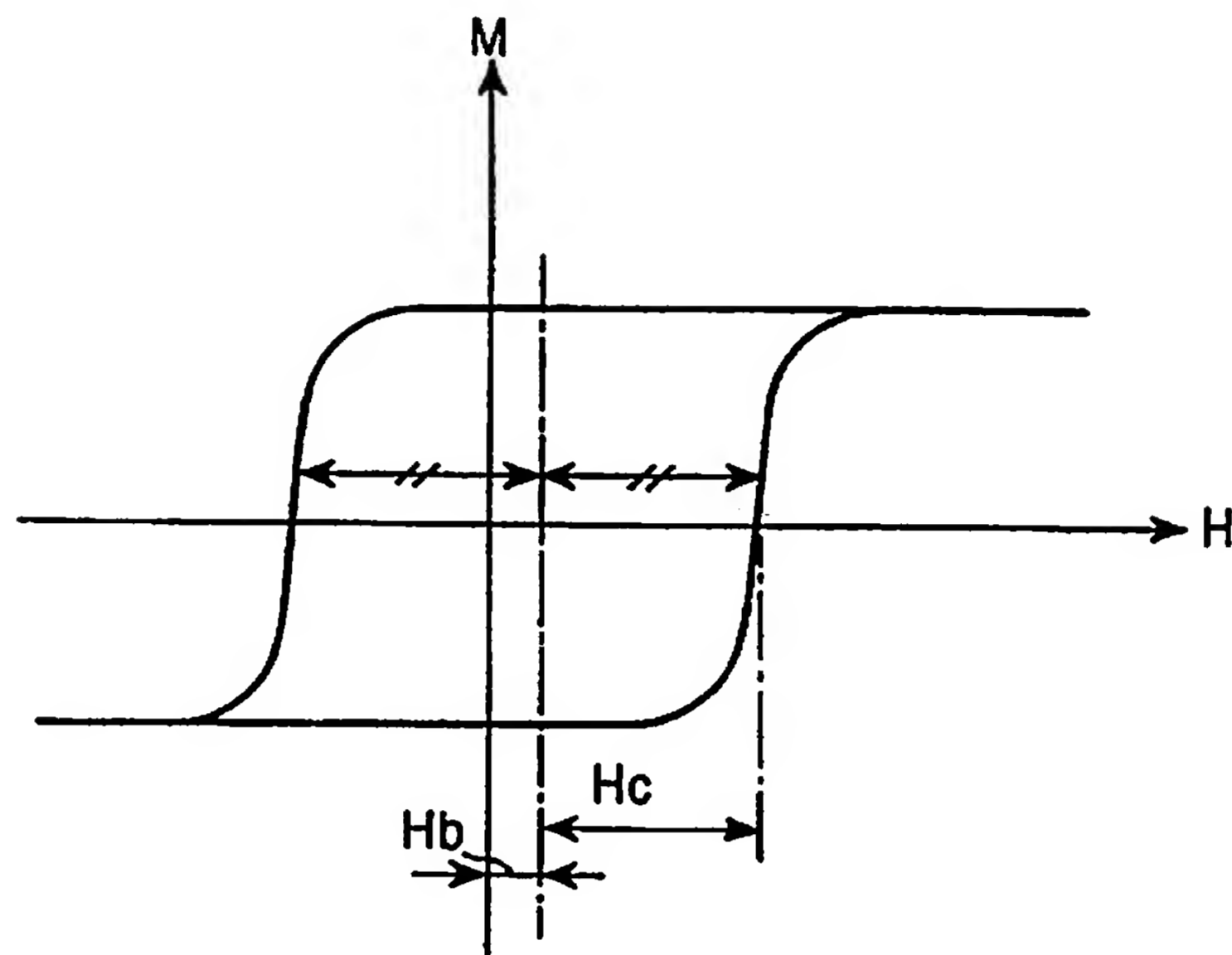


FIG. 9B

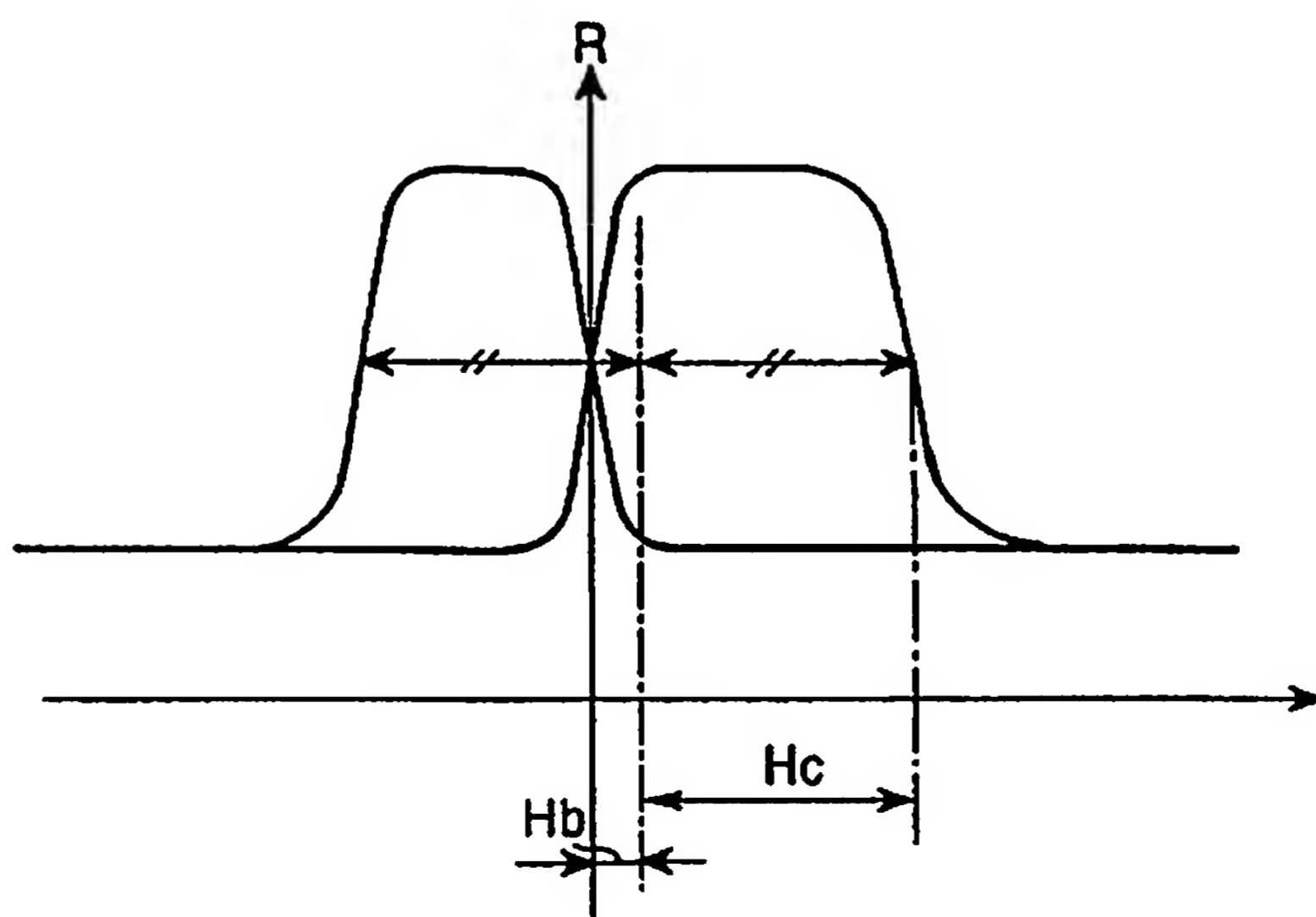


FIG. 10
PRIOR ART

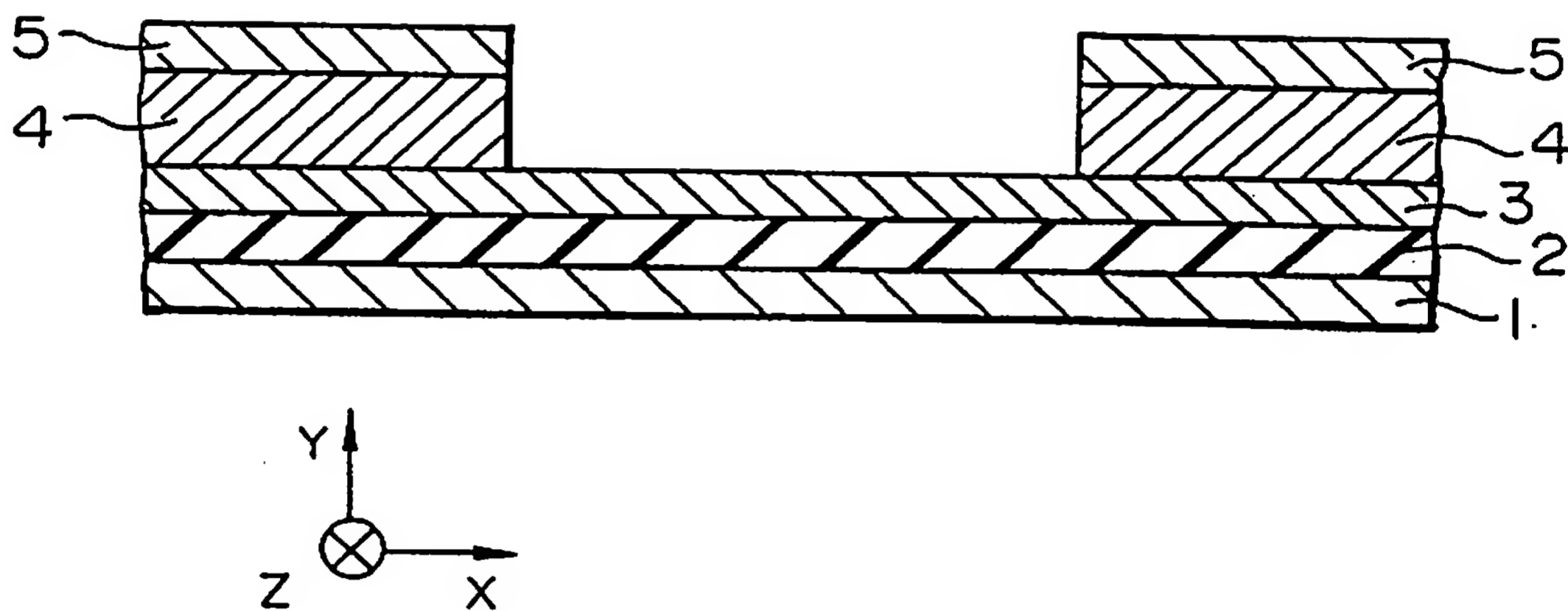


FIG. 11
PRIOR ART

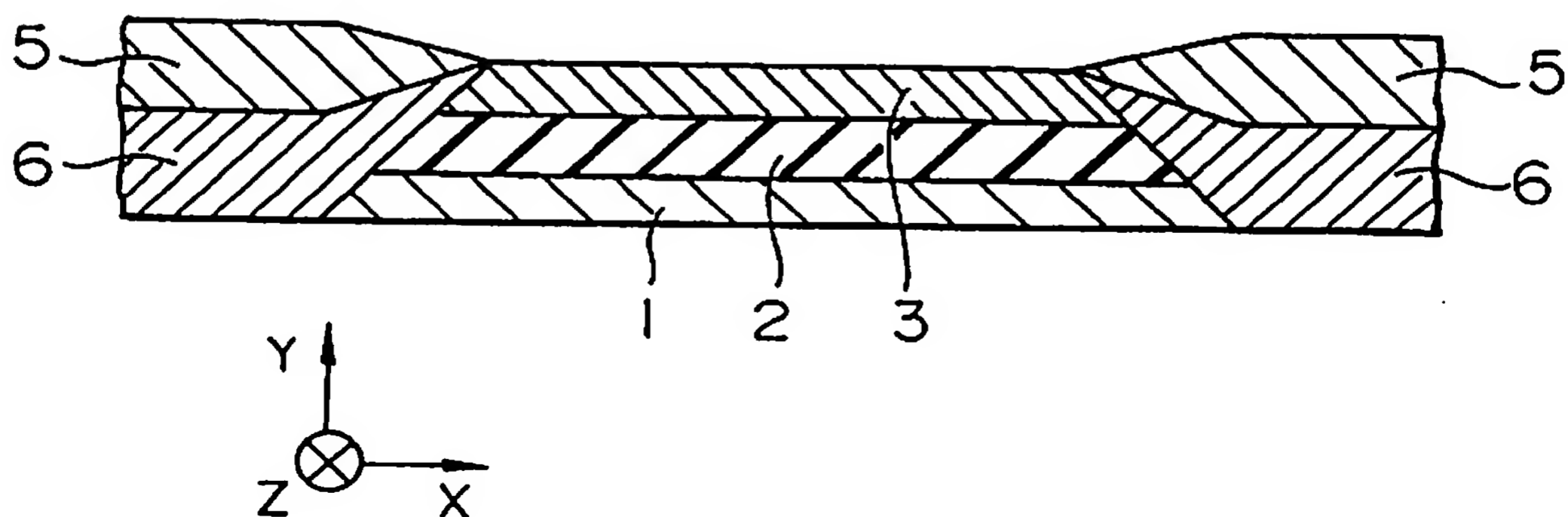


FIG. 12
PRIOR ART

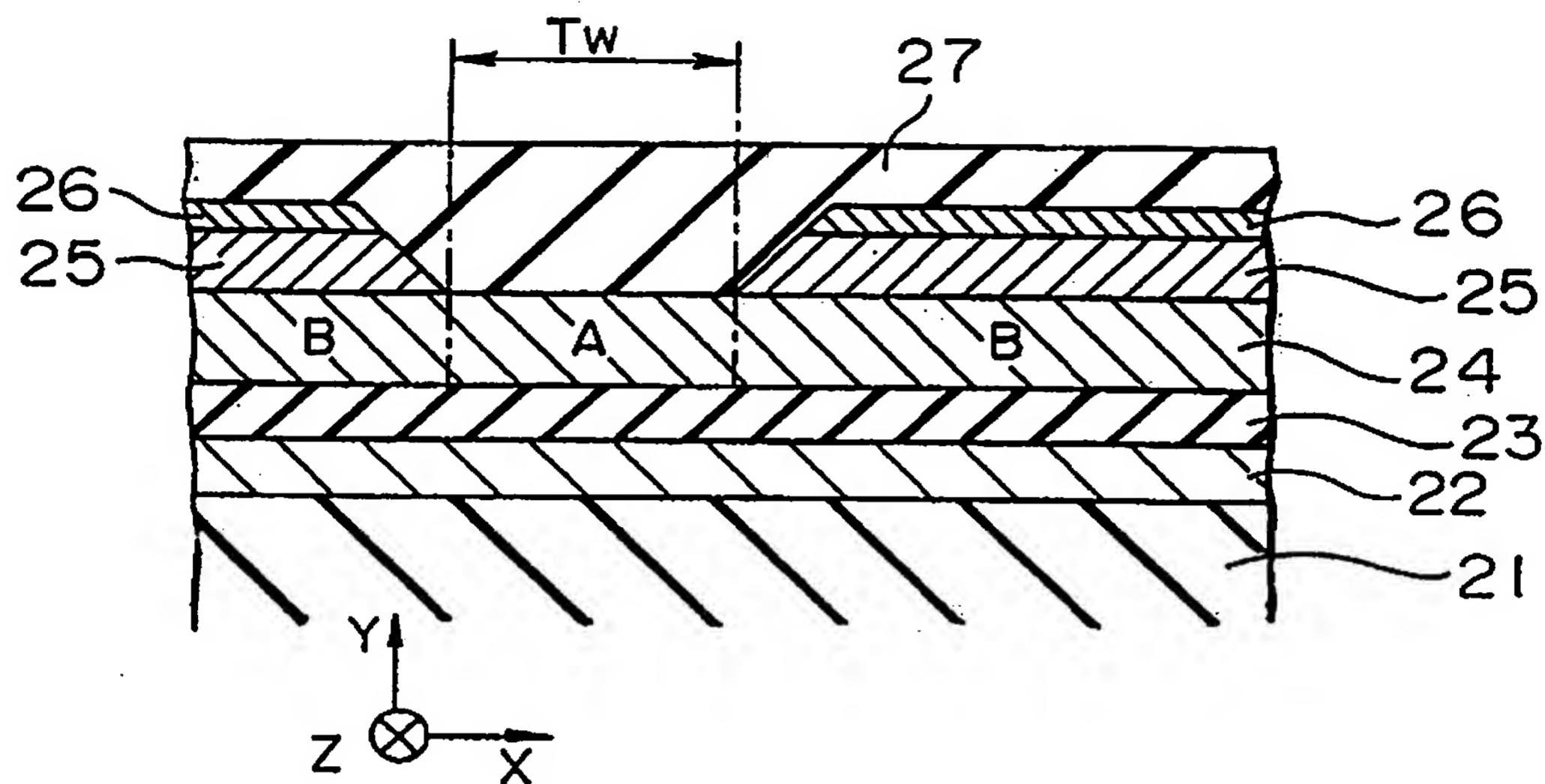


FIG. 13
PRIOR ART

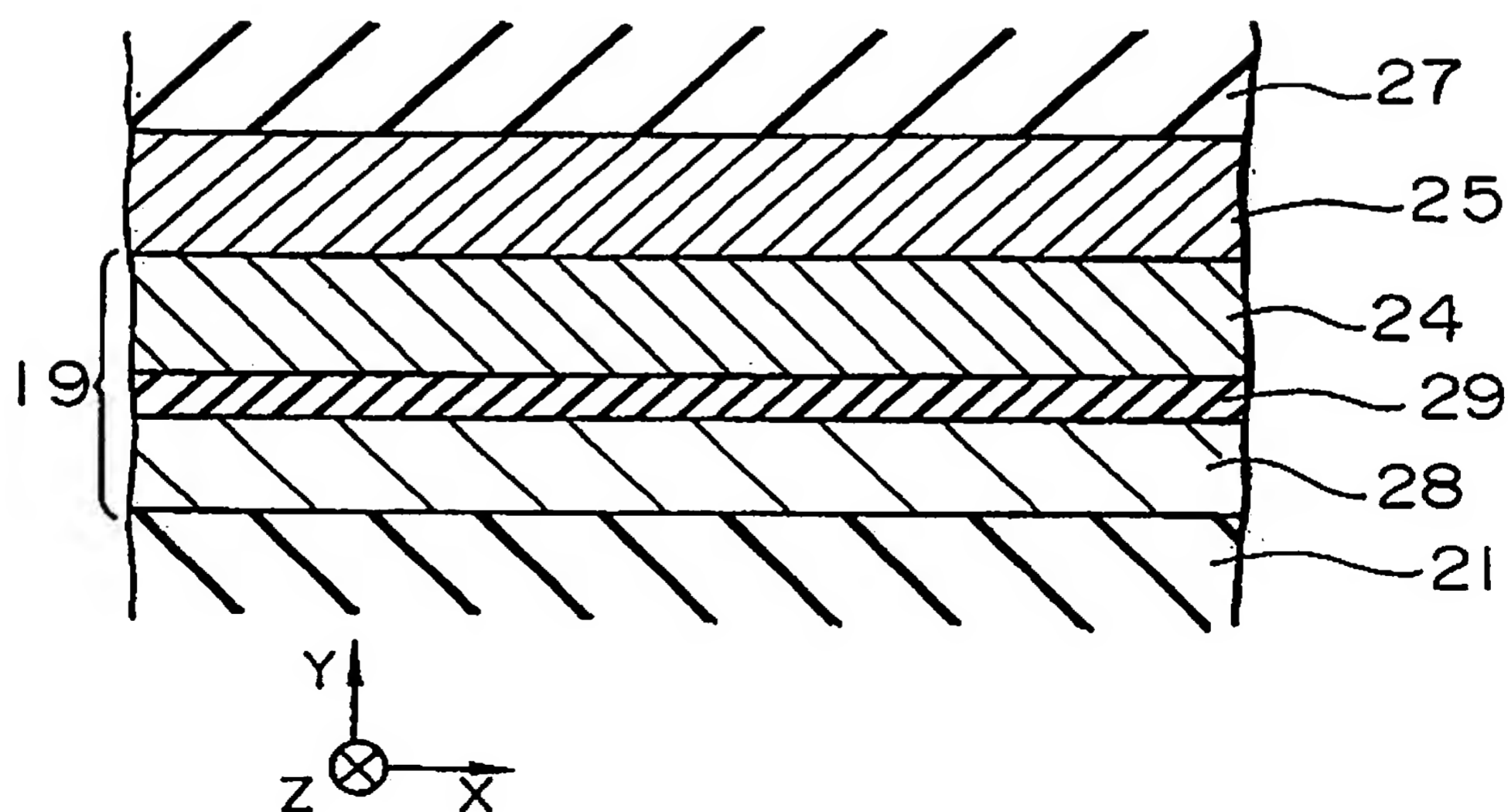


FIG. 14
PRIOR ART

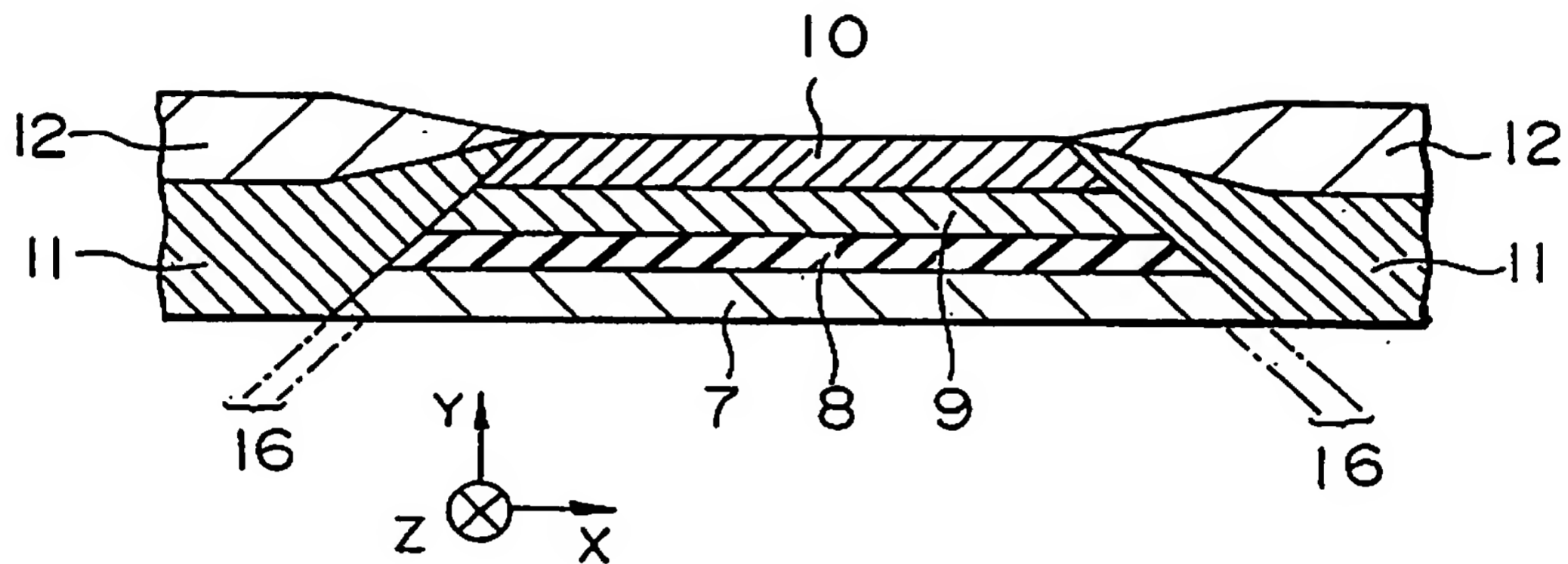
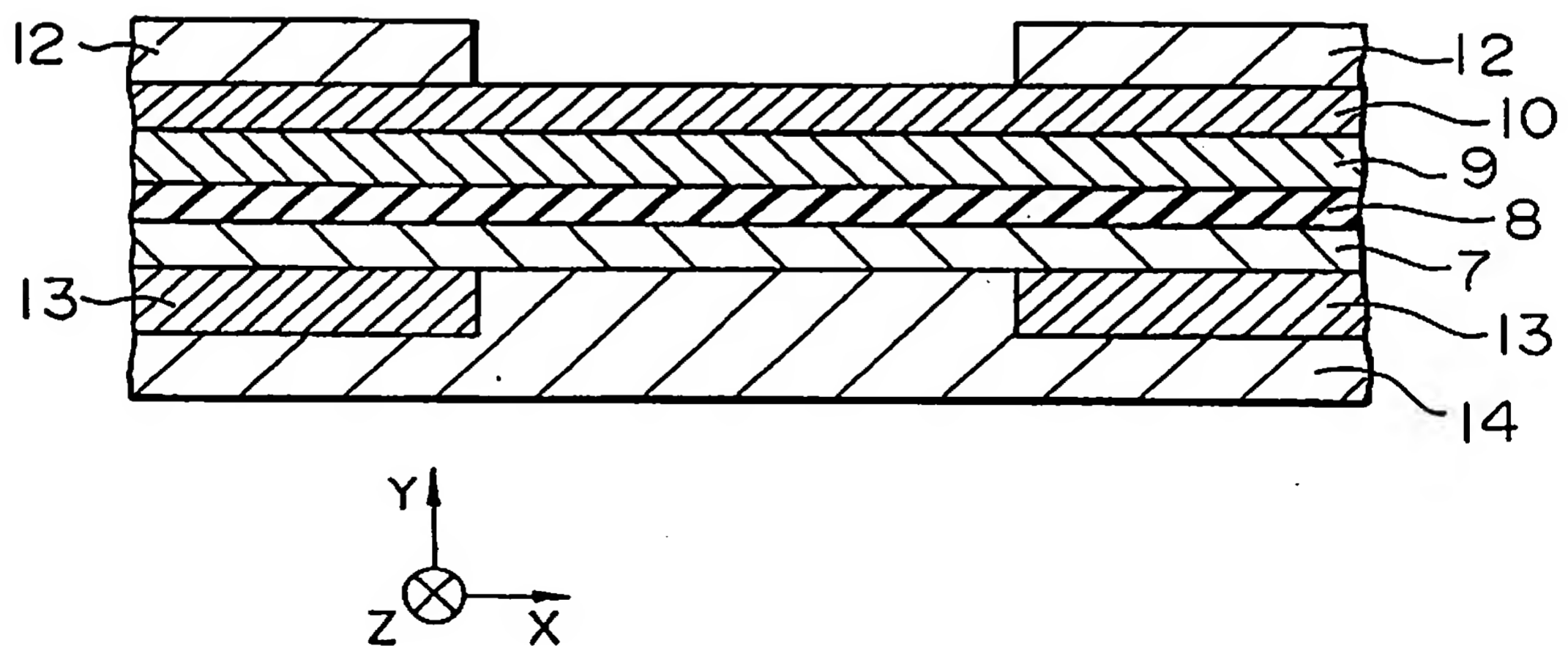


FIG. 15
PRIOR ART



**SPIN-VALVE MAGNETORESISTIVE SENSOR
INCLUDING A FIRST
ANTIFERROMAGNETIC LAYER FOR
INCREASING A COERCIVE FORCE AND A
SECOND ANTIFERROMAGNETIC LAYER
FOR IMPOSING A LONGITUDINAL BIAS**

This is a division of application Ser. No. 08/944,665 filed Oct. 6, 1997, now Ser. No. 6,295,186.

BACKGROUND OF THE INVENTION

1. Field of the Invention

The present invention relates to a sensor comprising a magnetoresistive element and used as a magnetic head, a potentiometer, an angular sensor, and the like, a manufacturing method thereof and a magnetic head comprising the sensor.

2. Description of the Related Art

As magnetoresistive reading heads (MR heads), AMR (Anisotropic Magnetoresistive) heads using the anisotropic magnetoresistive effect, and GMR (Giant Magnetoresistive) heads using spin dependent scattering are conventionally known. An example of the GMR heads is the spin-valve head disclosed in U.S. Pat. No. 5,159,513 in which high magnetoresistance is exhibited in a low magnetic field.

FIGS. 10 and 11 are drawings respectively showing the schematic constructions of AMR head element structures.

The head element shown in FIG. 10 comprises an insulation layer 2 and a ferromagnetic layer (AMR material layer) 3 which are laminated on a soft magnetic layer 1, antiferromagnetic layers 4 which are laminated at both ends of the ferromagnetic layer 3 with a space therebetween corresponding to a track width, and electrically conductive layers 5 respectively laminated on the antiferromagnetic layers 4. The head element shown in FIG. 11 comprises a soft magnetic layer 1, an insulation layer 2 and a ferromagnetic layer 3 which form a laminate, hard magnetic layers 6 provided on both sides of the laminate to hold it therebetween, and electrically conductive layers 5 respectively provided on the hard magnetic layers 6.

For optimum operation of such AMR heads, two magnetic bias fields are required for the ferromagnetic layer 3 exhibiting the AMR effect.

A first magnetic bias field functions to make the resistance of the ferromagnetic layer 3 change in linear response to a magnetic flux from a magnetic recording medium. The first magnetic bias field is perpendicular (in the Z direction shown in FIG. 1) to the surface of the magnetic recording medium and parallel to the film surface of the ferromagnetic layer 3. The first magnetic bias field is generally referred to as a "lateral bias" and can be obtained by flowing a sensing current through the AMR head element from the electrically conductive layers 5.

A second magnetic bias field is generally referred to as a "longitudinal bias" and applied in parallel (in the X direction shown in FIG. 1) with the film surface of the ferromagnetic layer 3. The longitudinal magnetic bias field is applied for suppressing the Barkhausen noise produced due to the formation of many magnetic domains in the ferromagnetic layer 3, i.e., causing the resistance to smoothly change with the magnetic flux from the magnetic recording medium with less noise.

However, in order to suppress the Barkhausen noise, it is necessary to put the ferromagnetic layer into a single magnetic domain state. As a method of applying the longitudinal

bias for this purpose, the following two methods are generally known. A first method uses the head element structure shown in FIG. 11 in which the hard magnetic layers 6 are disposed on both sides of the ferromagnetic layer 3 to employ a leakage magnetic flux from the hard magnetic layers 6. A second method uses the head element structure shown in FIG. 10 in which the exchange anisotropic magnetic field produced in the contact boundary surfaces between the antiferromagnetic layers 4 and the ferromagnetic layer 3 is employed.

As an element structure which employs exchange anisotropic coupling due to the antiferromagnetic layers, the exchange bias structure shown in FIG. 12, and the spin-valve structure shown in FIG. 13 are known.

The structure shown in FIG. 12 is classified as the structure shown in FIG. 10, and comprises a ferromagnetic layer 22, a non-magnetic layer 23 and a ferromagnetic layer 24 exhibiting the magnetoresistive effect which are laminated on a lower insulation layer 21, antiferromagnetic layers 25 and lead layers 26 which are provided on both sides of the ferromagnetic layer 24 with a space corresponding to the track width TW, and an upper insulation layer 27 provided on these layers.

In the structure shown in FIG. 12, a longitudinal bias is applied to the ferromagnetic layer 24 due to the exchange anisotropic coupling in the boundaries between the ferromagnetic layer 24 and the antiferromagnetic layers 25 to put regions B (the regions where the ferromagnetic layer 24 contacts the antiferromagnetic layers 25) shown in FIG. 12 into a single magnetic domain state in the X direction. This brings region A of the ferromagnetic layer 24 within the track width into a single magnetic domain state in the X direction. A sensing current is supplied to the ferromagnetic layer 24 from the lead layers 26 through the antiferromagnetic layers 25. When the sensing current is supplied to the ferromagnetic layer 24, a lateral magnetic bias field in the Z direction is applied to the ferromagnetic layer 24 due to the magnetostatic coupling energy from the ferromagnetic layer 22. In this way, when the leakage magnetic field is applied to the ferromagnetic layer 24 magnetized by the longitudinal magnetic bias field and the lateral magnetic bias field from the magnetic recording medium, the electric resistance to the sensing current linearly responds to the magnitude of the leakage magnetic field and changes in proportion thereto. Therefore, the leakage magnetic field can be sensed by a change in the electric resistance.

The structure shown in FIG. 13 comprises a free ferromagnetic layer 28, a non-magnetic electrically conductive layer 29 and a ferromagnetic layer 24 which are laminated to form a magnetoresistive element 19, and an antiferromagnetic layer 25 and an upper insulation layer 27 which are laminated in turn on the ferromagnetic layer 24.

In the structure shown in FIG. 13, the sensing current is supplied to the magnetoresistive element 19. The magnetization of the ferromagnetic layer 24 is fixed in the Z direction due to exchange anisotropic coupling with the antiferromagnetic layer 25. Therefore, when a leakage magnetic field is applied from a magnetic recording medium which is moved in the Y direction, the electric resistance of the magnetoresistive element 19 changes with a change in the magnetization direction of the free ferromagnetic layer 28, and the leakage magnetic field can thus be sensed by this change in the electric resistance.

Other known structures for optimum operation of the above structures by employing the spin valve structure include the structure shown in FIG. 14 which comprises a

free ferromagnetic layer 7, a non-magnetic buffer layer 8, a pinned ferromagnetic layer 9 and an antiferromagnetic layer 10, which are laminated in turn to form a laminate, hard magnetic layers 11 which are provided on both sides of the laminate, and electrically conductive layers 12 respectively provided on the hard magnetic layers 11, and the structure shown in FIG. 15 which comprises a free ferromagnetic layer 7, a non-magnetic buffer layer 8, a pinned ferromagnetic layer 9 and an antiferromagnetic layer 10, which are laminated in turn to form a laminate, an electrically conductive layer 12 and an antiferromagnetic layer 13 which are provided on the upper and lower sides of the laminate to hold it therebetween at either side thereof, and a buffer layer 14 provided adjacent to the whole laminate.

In the structure shown in FIG. 14, it is necessary that the magnetization direction of the free ferromagnetic layer 7 is directed in the track direction (the X direction shown in FIG. 14) in the state where a bias in the track direction is applied to the free ferromagnetic layer 7 to put it into a single magnetic domain state by the hard magnetic layers 11, and that the magnetization direction of the pinned ferromagnetic layer 9 is directed in the Z direction shown in FIG. 14, i.e., the direction perpendicular to the magnetization direction of the free ferromagnetic layer 7, in the state where a bias is applied in the Z direction to put the pinned ferromagnetic layer 9 into a single magnetic domain state. In other words, the magnetization direction of the pinned ferromagnetic layer 9 must not be changed by a magnetic flux (in the Z direction shown in FIG. 14) from the recording magnetic medium, and the magnetization direction of the free ferromagnetic layer 7 is changed within the range of $90 \pm 0^\circ$ with the magnetization direction of the pinned ferromagnetic layer 9 to obtain linear response of magnetoresistance.

In order to fix the magnetization direction of the pinned ferromagnetic layer 9 in the Z direction shown in FIGS. 14 and 15, a relatively large bias magnetic field is required, and this bias magnetic field is preferably as large as possible. In order to overcome an antiferromagnetic field in the Z direction shown in FIGS. 14 and 15, and avoid fluctuation of the magnetization direction due to the magnetic flux from the recording magnetic medium, a bias magnetic field of at least 100 Oe is required.

In the structures shown in FIGS. 14 and 15, this bias magnetic field is obtained by using the exchange anisotropic coupling produced by providing the pinned ferromagnetic layer 9 and the antiferromagnetic layer 10 in contact with each other.

The bias applied to the free ferromagnetic layer 7 is adapted for securing linear response and suppressing the Barkhausen noise produced due to the formation of many magnetic domains. Like the longitudinal bias in an AMR head, the structure shown in FIG. 14 uses as the bias the leakage magnetic flux from the hard magnetic layers 11 which are provided on both sides of the free ferromagnetic layer 7. The structure shown in FIG. 15 uses as the bias the exchange anisotropic magnetic field produced in the contact boundary surfaces between the free ferromagnetic layer 7 and the antiferromagnetic layers 13 provided on both sides of the free ferromagnetic layer 7.

As described above, the exchange anisotropic magnetic field produced in the contact boundary with the antiferromagnetic layers is used as the longitudinal bias in the AMR head, the bias for the pinned ferromagnetic layer in a spin valve head, and the bias for the free ferromagnetic layer. As result, a magnetoresistive head exhibiting good linear response and the effect of suppressing Barkhausen noise is realized.

The exchange anisotropic magnetic field is the phenomenon caused by exchange interaction between the magnetizing moments of the ferromagnetic layer and the antiferromagnetic layer in the contact boundary layer therebetween. As the antiferromagnetic layer producing the exchange anisotropic magnetic field with the ferromagnetic layer, e.g., an NiFe layer, an FeMn layer is well known. However, the FeMn layer has a problem in that since it has low corrosion resistance, corrosion proceeds in the process of manufacturing a magnetic head and in operation of the magnetic head, thereby deteriorating the exchange anisotropic magnetic field, and damaging the recording magnetic medium in some cases. It is known that the temperature in the vicinity of the FeMn layer during operation of the magnetic head readily increases to about 120°C . by heat of the stationary sensing current. However, the exchange anisotropic magnetic field produced by the FeMn layer is extremely sensitive to a temperature change, and substantially linearly decreases with a temperature increase to about 150°C . at which it disappears (blocking temperature: T_b). There is also a problem in that a stable exchange anisotropic magnetic field cannot be obtained.

On the other hand, as an invention of improvements in the corrosion resistance and blocking temperature of an FeMn film, for example, the NiMn alloy or NiMnCr alloy having a face-centered tetragonal structure disclosed in U.S. Pat. Nos. 5,315,468 and 5,436,778 is known. However, the corrosion resistance of an NiMn layer is higher than that of the FeMn layer, but is insufficient for practical use. An NiMnCr layer contains Cr which is added for improving the corrosion resistance of the NiMn layer, but has a problem in that although the corrosion resistance is improved by adding Cr, the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field and the blocking temperature are decreased.

Further, in order to obtain the exchange anisotropic magnetic field in the NiMn alloy or NiMnCr alloy, it is necessary to form a CuAg-I type ordered structure crystal having the face-centered tetragonal (fct) structure in a portion of the antiferromagnetic layer, and it is, of course, necessary to control ordered-disordered transformation and the volume ratio of ordered phase and disordered phase. Therefore, there is a problem in that in order to obtain stable properties, control and management of the process for manufacturing a magnetic head must be significantly complicated. There are also problems in that in order to obtain the necessary exchange anisotropic magnetic field, heat treatment in a magnetic field must be repeated several times, and in that the temperature must be decreased at a low rate, for example, a time required for decreasing the temperature from 255°C . to 45°C . is 17 hours (refer to Appl. Phys. Lett., 65(9), Aug. 29, 1994). Thus the treatment time in the manufacturing process is increased, and the efficiency of manufacture deteriorates.

As an invention of improvement in the blocking temperature of the FeMn layer, a method is disclosed in U.S. Pat. No. 4,809,109 in which a NiFe/FeMn laminated film is heat-treated at a temperature of 260 to 350°C . for 20 to 50 hours to form a Ni—Fe—Mn three-element alloy layer in the NiFe/FeMn boundary surface due to diffusion by heat treatment. However, it can be understood that this method has no effect on improvement in corrosion resistance which is the greatest problem, and this method has a problem in that the required heat treatment time is as long as 20 to 50 hours, and thus deteriorates the efficiency of manufacture.

On the other hand, Mn system alloys such as NiMn, PtMn, AuMn, RhMn₃ and the like are shown as antiferromagnetic materials in an existing publication, e.g., "Magnetic Material Handbook" issued by Asakura Shoten.

5

However, there is no comment about an exchange anisotropic magnetic field in the contact boundary surface with the ferromagnetic layer, and characteristics of an antiferromagnetic layer itself and exchange anisotropic magnetic field in a super thin film having a thickness of several hundreds Å are not entirely clear.

In the element structure shown in FIG. 14, the free ferromagnetic layer 7 to which the bias is applied by the right and left hard magnetic layers 11 tends to become an insensitive region where the magnetization direction in the track end portions (the region denoted by reference numeral 16 in FIG. 14) near the hard magnetic layers 11 is hardly changed. Therefore, when the track width is decreased with improvement in the recording density of the recording magnetic medium, this structure possibly causes a problem.

The element structure using an exchange coupling bias shown in FIG. 15 can thus become promising, but the structure has the problem below when a longitudinal bias is applied to the spin valve element structure by the exchange coupling bias method.

In the spin valve element structure shown in FIG. 15, rotation of magnetization of the pinned ferromagnetic layer 9 is fixed by the antiferromagnetic layer 10, while the magnetization direction of the track end portions of the free ferromagnetic layer 7 is fixed for the longitudinal bias by the antiferromagnetic layers 13. A difference between the magnetization directions in which the antiferromagnetic layer 10 and the antiferromagnetic layers 13 are respectively fixed is 90°.

The magnetization direction of each of the magnetic layers is generally controlled by deposition in a magnetic field or annealing in a magnetic field after deposition. However, it is very difficult to control the magnetization direction of the antiferromagnetic layer 10 which is deposited after the antiferromagnetic layers 13 are deposited, without disturbing the magnetization direction of the antiferromagnetic layers 13.

Also a technique is disclosed in U.S. Pat. No. 5,528,440 in which the above problems are solved by using magnetic films having different Neel temperatures and employing different heat treatment temperatures for the respective magnetic films. However, this technique also has the need for using an FeMn alloy having a low Neel temperature, and thus has a problem in that the drawback of low corrosion resistance and the drawback of sensitivity to a temperature change due to the blocking temperature cannot be solved.

SUMMARY OF THE INVENTION

The present invention has been achieved in consideration of the above situation, and an object of the invention is to provide a magnetoresistive sensor with excellent corrosion resistance and linear response in which a necessary sufficient exchange anisotropic magnetic field can be applied in a thin film, and Barkhausen noise is suppressed.

Another object of the present invention is to provide a magnetoresistive sensor in which by providing an antiferromagnetic layer having a high blocking temperature, the linear response and resistance to temperature changes are improved and Barkhausen noise is suppressed.

A further object of the present invention is to provide a method of manufacturing a magnetoresistive sensor having the above excellent properties, which has no need for heat treatment in a magnetic field for a long time using special heat treatment equipment, which can manufacture the sensor by usual heat treatment, and which can reduce the heat treatment time, as compared with a conventional method.

6

In order to achieve the objects of the present invention, there is provided a magnetoresistive sensor comprising at least two ferromagnetic layers provided with a non-magnetic layer therebetween; a coercive force increasing layer comprising a first antiferromagnetic layer provided adjacent to one of the ferromagnetic layers, for increasing the coercive force of that ferromagnetic layer to pin magnetization reversal thereof, the other ferromagnetic layer having freed magnetization reversal; and a second antiferromagnetic layer comprising an antiferromagnetic material provided adjacent to the other ferromagnetic layer having freed magnetization reversal, for applying a longitudinal bias to the other ferromagnetic layer to induce unidirectional magnetic anisotropy to stabilize a magnetic domain.

In the present invention, the magnetization direction of the ferromagnetic layer having pinned magnetization reversal is preferably substantially perpendicular to the magnetization direction of the ferromagnetic layer having free magnetization without an external magnetic field.

In the present invention, the coercive force increasing layer comprises $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, and the coercive force of the ferromagnetic layer having magnetization reversal pinned by the coercive force increasing layer is preferably higher than the unidirectional exchange bias magnetic field simultaneously induced in the ferromagnetic layer by $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$.

BRIEF DESCRIPTION OF SEVERAL VIEWS OF THE DRAWINGS

FIG. 1 is a sectional view showing a magnetoresistive sensor in accordance with a first embodiment of the present invention;

FIG. 2 is a drawing showing the magnetization direction of each of the ferromagnetic layers in the sensor shown in FIG. 1;

FIG. 3 is a sectional view showing a magnetoresistive sensor in accordance with a second embodiment of the present invention;

FIG. 4 is a perspective view showing a thin film magnetic head comprising a magnetoresistive sensor of the present invention;

FIG. 5 is a sectional view showing a principle portion of the thin film magnetic head shown in FIG. 4;

FIG. 6 is a perspective view showing the thin film magnetic head shown in FIG. 4, with a sectional portion;

FIG. 7 is a graph showing the curve of resistance change of an example sample;

FIG. 8 is a graph showing the blocking temperatures of magnetoresistive sensor samples using $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$;

FIG. 9A is a drawing showing the magnetizing curve of a pinned ferromagnetic layer, and FIG. 9B is a drawing showing the magnetoresistance curve of a magnetoresistive sensor;

FIG. 10 is a sectional view showing a first example of conventional magnetoresistive sensors;

FIG. 11 is a sectional view showing a second example of conventional magnetoresistive sensors;

FIG. 12 is a sectional view showing a third example of conventional magnetoresistive sensors;

FIG. 13 is a sectional view showing a fourth example of conventional magnetoresistive sensors;

FIG. 14 is a sectional view showing a fifth example of conventional magnetoresistive sensors; and

FIG. 15 is a sectional view showing a sixth example of conventional magnetoresistive sensors.

DESCRIPTION OF THE PREFERRED EMBODIMENT

In order to achieve the objects of the present invention, there is provided a magnetoresistive sensor comprising at least two ferromagnetic layers provided with a non-magnetic layer therebetween; a coercive force increasing layer comprising a first antiferromagnetic layer provided adjacent to one of the ferromagnetic layers, for increasing the coercive force of that ferromagnetic layer to pin magnetization reversal thereof, the other ferromagnetic layer having freed magnetization reversal; and a second antiferromagnetic layer comprising an antiferromagnetic material provided adjacent to the other ferromagnetic layer having freed magnetization reversal, for applying a longitudinal bias to the other ferromagnetic layer to induce unidirectional magnetic anisotropy to stabilize a magnetic domain.

In the present invention, the magnetization direction of the ferromagnetic layer having pinned magnetization reversal is preferably substantially perpendicular to the magnetization direction of the ferromagnetic layer having freed magnetization without an external magnetic field.

In the present invention, the coercive force increasing layer comprises $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, and the coercive force of the ferromagnetic layer having magnetization reversal pinned by the coercive force increasing layer is preferably higher than the unidirectional exchange bias magnetic field simultaneously induced in the ferromagnetic layer by $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$.

In the present invention, the second antiferromagnetic layer for applying the longitudinal bias is preferably provided on either end side of the magnetic sensing region of the other ferromagnetic layer having free magnetization reversal with a space, which equals to the predetermined track width corresponding to the width of the magnetic sensing region, so as to be adjacent to the other ferromagnetic layer.

In the present invention, the ferromagnetic layer having free magnetization reversal is formed with the width of the magnetic sensing region corresponding to the track width, and a laminate of an antiferromagnetic layer and another ferromagnetic layer laminated on this antiferromagnetic layer is formed on either side of the other ferromagnetic layer having free magnetization reversal to apply the longitudinal bias to the other ferromagnetic layer.

Further, the ferromagnetic layer laminated on the second antiferromagnetic layer for applying the longitudinal bias preferably comprises an amorphous thin film.

The antiferromagnetic layer for applying the longitudinal bias preferably comprises a X—Mn alloy (wherein X indicates at least one of Pt, Pd, Ir, Ru and Rh) type alloy thin film.

The present invention further provides a magnetic head comprising the magnetoresistive sensor constructed as described above.

On the other hand, when manufacturing the magnetoresistive sensor in which the second antiferromagnetic layers for applying the longitudinal bias are provided on both end sides of the magnetic sensing region of the ferromagnetic layer having free magnetization reversal opposite to each other with a space therebetween, which equals to the predetermined track width corresponding to the width of the magnetic sensing region, so as to contact the ferromagnetic layer, preferred conditions are the following:

The unidirectional magnetic anisotropy induced in the ferromagnetic layer having free magnetization reversal which is provided adjacent to the second antiferromagnetic

layer for applying the longitudinal bias is produced by forming the ferromagnetic layer while applying a magnetic field or effecting heat treatment in a magnetic field after the formation of the ferromagnetic layer; and

the magnetization direction of the ferromagnetic layer having pinned magnetization reversal which is provided adjacent to the coercive force increasing layer is determined in the permanent magnetization step after the step for determining the direction of the magnetic anisotropy of the ferromagnetic layer having free magnetization reversal.

When manufacturing the magnetoresistive sensor in which the ferromagnetic layer having free magnetization reversal is formed with the width of the magnetic sensing region corresponding to the track width, and a laminate of the antiferromagnetic layer of an antiferromagnetic material and another ferromagnetic layer is formed on either side of the ferromagnetic layer to apply the longitudinal bias, preferred conditions are the following:

The unidirectional magnetic anisotropy induced in the ferromagnetic layer which is provided adjacent to the antiferromagnetic layer to form each laminate is produced by forming the ferromagnetic layer while applying a magnetic field or effecting heat treatment in a magnetic layer after formation of the ferromagnetic layer; and

the magnetization direction of the ferromagnetic layer having pinned magnetization reversal which is provided adjacent to the coercive force increasing layer is determined in the permanent magnetization step after the step for determining the direction of magnetic anisotropy of the ferromagnetic layer of each laminate.

An embodiment of the present invention will be described below with reference to the drawings.

FIG. 1 shows a magnetoresistive sensor in accordance with an embodiment of the present invention. The magnetoresistive sensor comprises a coercive force increasing layer 31, a ferromagnetic layer 32, a non-magnetic layer 33 and a ferromagnetic layer 34 which are laminated in turn on the coercive force increasing layer 31, antiferromagnetic layers 35 laminated on both ends of the ferromagnetic layer 34 with a space therebetween corresponding to the track width TW, lead layers 36 respectively laminated on the antiferromagnetic layers 35, and an upper insulation layer 37 laminated to cover the lead layers 36 and the ferromagnetic layer 34. In the structure of this embodiment, the coercive force increasing layer 31, the ferromagnetic layer 32, the non-magnetic layer 33 and the ferromagnetic layer 34 constitute a spin-valve magnetoresistive element 30.

The coercive force increasing layer 31 acts magnetic exchange coupling force on the ferromagnetic layer 32 formed thereon to increase the coercive force of the ferromagnetic layer 32 and pin the magnetization direction thereof. The coercive force increasing layer 31 comprises $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ having a high, Neel temperature.

Each of the ferromagnetic layers 32 and 34 comprises a thin film of a ferromagnetic material, particularly, an Ni—Fe alloy, a Co—Fe alloy, an Ni—Co alloy, Co, an Ni—Fe—Co alloy or the like. Alternatively, the ferromagnetic layer 32 may comprise a Co layer, and the ferromagnetic layer 34 may comprise an Ni—Fe alloy layer or a laminated structure of a Co layer and an Ni—Fe alloy layer. In the case of a two-layer structure of a Co layer and an Ni—Fe alloy layer, a thin Co layer may be disposed on the non-magnetic layer side.

This is because in a giant magnetoresistive effect generating mechanism having a structure comprising the non-magnetic layer 33 held between the ferromagnetic layers 32

and 34, the Co/Cu boundary surface has the large spin-dependent scattering effect of conduction electrons, and a structure comprising the ferromagnetic layers 32 and 34 made of the same material has the lower possibility of causing factors other than the spin-dependent scattering of conduction electrons and a higher magnetoresistive effect than a structure comprising the ferromagnetic layers made of different materials. For this reason, when the ferromagnetic layer 32 comprises Co, it is preferable that a Co layer having a predetermined thickness is provided on the non-magnetic layer side of the ferromagnetic layer 34. Alternatively, the ferromagnetic layer 34 may have a concentration gradient layer in which the non-magnetic layer side of the ferromagnetic layer 34 is put into an alloy state containing much Co; and the Co concentration gradually decreases toward the upper protective layer side, without a Co layer separately provided.

The non-magnetic layer 33 comprises a non-magnetic material such as Cu, Cr, Au, Ag or the like, and is formed to a thickness of 20 to 40 Å. If the thickness of the non-magnetic layer 33 is less than 20 Å, magnetic coupling easily occurs between the ferromagnetic layers 32 and 34. If the thickness of the non-magnetic layer 33 exceeds the ratio of conduction electrons which are scattered in the boundary surfaces between the non-magnetic layer 33 and the ferromagnetic layers 32 and 34 and which cause the magnetoresistive effect is decreased, thereby undesirably decreasing the magnetoresistive effect due to the shunt effect of a current.

The antiferromagnetic layers 35 preferably comprise an antiferromagnetic material different from the antiferromagnetic layer 31, for example, a X—Mn alloy having a disordered structure. In this composition formula, X is preferably at least one of Ru, Rh, Ir, Pd and Pt.

The Mn system alloy has a disordered crystal structure which means a state other than ordered crystal structures such as the face-centered tetragonal structure (fct ordered lattice; CuAuI structure and the like). Namely, the Mn alloy used in the present invention is not subjected to heat treatment at high temperature for a long time for making it an ordered crystal structure (the CuAuI structure or the like) such as the face-centered tetragonal structure after a film of the Mn alloy is deposited by sputtering. The disordered crystal structure means a state where the film is formed by a deposition method such as sputtering without further treatment, or a state the deposited film is then annealed.

When X in the X—Mn alloy denotes a single metal atom, the X contents of Ru, Rh, Ir, Pd and Pt are preferably within the ranges of 10 to 45 atomic %, 10 to 40 atomic %, 10 to 40 atomic %, 10 to 25 atomic % and 10 to 25 atomic %, respectively. In these ranges, 10 to 45 atomic % means not less than 10 atomic % and not more than 45 atomic %, and the upper and lower limits of all numerical ranges indicated by “ ” are defined by “not less than” and “not more than”, respectively.

The antiferromagnetic layers 35 of the X—Mn type alloy having the disordered crystal structure are capable of applying the longitudinal bias to the ferromagnetic layer 34 due to unidirectional anisotropy, and pinning the rotation of magnetization at both ends of the ferromagnetic layer 34 which contacts the ferromagnetic layers 35.

Also the antiferromagnetic layers 35 of the X—Mn system alloy have excellent corrosion resistance and less variation in the exchange anisotropic magnetic field (Hex) with a temperature change, as compared with conventional antiferromagnetic layers of Fe—Mn. Therefore, the use of the

antiferromagnetic layers 35 improves environmental resistance, prevents the occurrence of noise in detection of the leakage magnetic field from a recording magnetic medium and enables high-quality magnetic detection. Since the antiferromagnetic layers 35 of the X—Mn alloy has no need for heat treatment at high temperature for a long time, it has the low possibility of producing element diffusion between the respective magnetic layers under heating, and causes no problem of change and deterioration in magnetic properties or breaking of the insulation layer.

The upper protective layer 37 is provided for setting the gap between the upper protective layer 37 and an upper shielding magnetic layer, and preventing oxidation of the ferromagnetic layer 34. The upper protective layer 37 preferably comprises an insulating material such as Al_2O_3 , quartz or the like.

By providing the antiferromagnetic layers 35 on the ferromagnetic layer 34, a bias in the magnetization direction shown by an arrow a in FIG. 1 can be applied to the ferromagnetic layer 34 by imparting unidirectional anisotropy thereto to put the ferromagnetic layer 34 into a single magnetic domain state. The coercive force increasing layer 31 deposited over the entire surface of the ferromagnetic layer 32 can pin the magnetization direction of the ferromagnetic layer 32 to arrange the magnetization in the direction b perpendicular to the drawing of FIG. 1. Therefore, the magnetization direction of the ferromagnetic layer 34 is directed in the direction of the arrow a shown in FIGS. 1 and 2, and the magnetization direction of the ferromagnetic layer 32 is directed in the direction of the arrow b so that both magnetization directions can be made cross at substantially 90° .

In the structure shown in FIG. 1, a sensing current is supplied to the magnetoresistive element 30.

In the structure shown in FIG. 1, the coercive force of the ferromagnetic layer 32 is increased by exchange magnetic coupling in the presence of the coercive force increasing layer 31 to pin the magnetization direction of the ferromagnetic layer 32, and the magnetization direction of the other ferromagnetic layer 34 is freed in a region corresponding to the track width TW. As a result, a difference in coercive force occurs between the ferromagnetic layers 32 and 34, thereby obtaining the giant magnetoresistive effect. Namely, when an external magnetic field such as the leakage magnetic field from the recording magnetic medium which is moved in the Y direction acts on the central region corresponding to the track width TW in the ferromagnetic layer 34 having free magnetization rotation, the magnetization direction of the ferromagnetic layer 34 is easily rotated, and the resistance of the magnetoresistive element 30 easily changes with the rotation. Therefore, magnetic information of the recording magnetic medium can be read by measuring the change in resistance.

Also, since at the time of the change in resistance, the ferromagnetic layer 34 is put into a single magnetic domain state, and the longitudinal bias is applied thereto, the change in resistance can be obtained with good linear response without causing Barkhausen noise.

In the structure shown in FIG. 1, since the coercive force increasing layer 31 comprises $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, which is an oxide and has excellent corrosion resistance and a high Neel temperature, as compared with FeMn, the structure has high resistance to a temperature change.

FIG. 3 shows a magnetoresistive sensor in accordance with another embodiment of the present invention. The magnetoresistive sensor of this embodiment comprises a

coercive force increasing layer 41, a pinned ferromagnetic layer 42, a non-magnetic layer 43 and a free ferromagnetic layer 44, which constitute a laminate 45 having a trapezoidal section; antiferromagnetic layers 46 provided on both sides of the laminate 45; a ferromagnetic layer 47 and an electrically conductive layer 48 which are laminated on each of the antiferromagnetic layers 46. In this embodiment, the antiferromagnetic layers 46 are provided so that the ends thereof cover the sides of the antiferromagnetic layer 41, the pinned ferromagnetic layer 42 and the non-magnetic layer 43, and cover the sides of the free ferromagnetic layer 44 to about a half of the thickness thereof. The ferromagnetic layers 47 on the antiferromagnetic layers 46 are provided so that the ends thereof cover the sides of the free ferromagnetic layer 44 to about a half of the thickness thereof. The relation between the thicknesses of the respective layers is not limited to that shown in FIG. 1. The positions of the antiferromagnetic layers 46 and the ferromagnetic layers 37 may be reversed, or many antiferromagnetic layer 46 and the ferromagnetic layer 47 may be alternately laminated.

In the above-mentioned structure, the coercive force increasing layer 41, the pinned ferromagnetic layer 42, the non-magnetic layer 43, and the free ferromagnetic layer 44 comprise the same materials as the coercive force increasing layer 31, the ferromagnetic layer 32, the non-magnetic layer 33 and the ferromagnetic layer 34, respectively, used in the first embodiment. The antiferromagnetic layers 46 preferably comprise the same material as the antiferromagnetic layers 35 used in the first embodiment, and the ferromagnetic layers 47 preferably comprise a ferromagnetic layer of an amorphous material such as CoNbZr, CoFeB, CoFeZr or the like, or a laminated film comprising one of these layers and a crystalline film of a NiFe alloy or the like.

In the structure shown in FIG. 3, the magnetization direction of the ferromagnetic layers 47 can be pinned in the direction of the arrow a shown in FIG. 3 by the unidirectional anisotropy of the antiferromagnetic layers 46, and at the same time, the magnetization direction of the free ferromagnetic layer 44 can be directed to the same direction of the arrow a as the magnetization direction of the ferromagnetic layer 47, to apply the longitudinal bias to the free ferromagnetic layer 44. The magnetization direction of the pinned ferromagnetic layer 42 is pinned to the direction of the arrow b shown in FIG. 3 by the coercive force increasing layer 41.

As described above, the free ferromagnetic layer 44 and the ferromagnetic layers 47 can be put into a single magnetic domain region, and the magnetization direction of the free ferromagnetic layer 44 can be made cross the magnetization direction of the pinned ferromagnetic layer 42 at right angles.

When the ferromagnetic layers 47 comprise an amorphous ferromagnetic material, there is the advantage of introducing a sensor exhibiting less side reading (reading the magnetic field of the recording magnetic medium in a region other than the track region) and less dispersion in unidirectional anisotropy because the amorphous ferromagnetic layer has a little MR effect.

In the structure of this embodiment, since the free ferromagnetic layer 44 can be put into a single magnetic domain state to apply the longitudinal bias to the ferromagnetic layer 44, a change in resistance can be obtained with good linear response without causing Barkhausen noise, as in the structure of the first embodiment.

FIGS. 4 to 6 shows an example of the structure of a thin film magnetic head having the element structure shown in FIG. 1 or 3.

The magnetic head HA of this example is a floating type which is loaded on a hard disk drive or the like. In a slider 51 of this magnetic head HA, the side shown by (i) in FIG. 4 is the leading side on the upstream side in the direction of movement of the disk surface, and the side shown by (ii) in FIG. 4 is the trailing side. On the side of the slider 51 opposite to a disk are formed rail-shaped ABS surfaces 51a and 51b, and an air groove 51c.

On the side 51d of the slider 51 on the trailing side is provided a thin film magnetic head 50.

The thin film magnetic head 50 of this example is a combination magnetic head having the sectional structures shown in FIGS. 5 and 6, and comprises a MR head (reading head) h_1 and an inductive head (writing head) h_2 , which are laminated in turn on the side 51d of the slider 51 on the trailing side.

The MR head h_1 of this example detects the leakage magnetic field from the recording magnetic medium such as a disk or the like by using the magnetoresistive effect to read a magnetic signal. As shown in FIG. 5, the MR head h_1 comprises a lower gap layer 53 comprising a magnetic alloy such as sendust (Fe—Al—Si) and formed on the trailing side of the slider 51, and an upper gap layer 54 formed on the lower gap layer 53 and comprising a non-magnetic material such as aluminum oxide (Al_2O_3) or the like. On the upper gap layer 54 is laminated a magnetoresistive sensor having the structure shown in FIG. 1 or 3 and serving as a giant-magnetoresistive element. On the magnetoresistive sensor are further formed in turn an upper gap layer comprising alumina and an upper shielding layer. The upper shielding layer is also used as a lower core layer 55 of the inductive head h_2 provided on MR head h_1 .

The inductive head h_2 comprises the lower core layer 55, a gap layer 64 formed on the lower core layer 55, and a coil layer 66 formed on the gap layer 64, patterned to a plane spiral form, and included in an insulating material layer 67. The end 68a of an upper core layer 68 formed on the insulating material layer 67 is opposite to the lower core layer 55 with a small gap therebetween on the ABS surface 51b, the base end 68b thereof being magnetically connected to the lower core layer 55. On the upper core layer 68 is provided a protective layer 69 comprising alumina or the like.

In the inductive head h_2 , a recording current is given to the coil layer 66, and given to the core layer from the coil layer 66. A magnetic signal can thus be recorded on the recording magnetic medium such as a hard disk by the leakage magnetic field from the magnetic gap G between the ends of the lower core layer 55 and the upper core layer 68.

In the MR head h_1 , since the resistance of the ferromagnetic layer 44 changes with the presence of the small leakage magnetic field from the recording magnetic medium such as the hard disk, recording contents of the recording medium can be read by reading the change in resistance.

Further, since the magnetic head HA constructed as described above comprises the magnetoresistive sensor having the above structure, it is possible to obtain a change in resistance with good linear response without Barkhausen noise, and a higher MR ratio than a conventional magnetic head. The magnetic head HA thus has the property of excellent reading performance.

The magnetoresistive sensor having the structure shown in FIG. 1 can be formed by placing a substrate of Al_2O_3 -TiC in a chamber of high frequency magnetron sputtering equipment or ion-beam sputtering equipment, and depositing required layers in turn in an inert gas atmosphere of Ar gas

or the like in the chamber. The required targets for depositing the layers are an $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ target, a Ni—Fe alloy target, a Cu target, etc.

In manufacture of the magnetoresistive sensor of the present invention shown in FIG. 3, the coercive force increasing layer 41 comprising ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) is formed on the substrate by sputtering while applying a magnetic field in the Z direction shown in FIGS. 1 and 3 in an atmosphere under an Ar gas pressure of 3 mTorr or less, the two ferromagnetic layers 42 and 44 are formed on the coercive force increasing layer 41 to hold the non-magnetic layer 43 therebetween, and at the same time, portions of these layers other than a portion thereof corresponding to the track width are removed by a photolithography process and an ion milling method to form the laminate 45.

The antiferromagnetic layers 46, the amorphous ferromagnetic layers 47 and the electrically conductive layers 48 are then laminated on both ends of the laminate 45 by sputtering while applying a magnetic field at right angles with the direction of previous application of the magnetic field. A magnetic field in the direction perpendicular to the drawing of FIG. 3 is then applied for permanent magnetization of the pinned ferromagnetic layer 42.

The above-described treatment permits achievement of the magnetoresistive sensor having the structure shown in FIG. 3 in which the magnetization direction of the pinned ferromagnetic layer 42 crosses at 90° the magnetization direction of the ferromagnetic layer 44.

In manufacture of the magnetoresistive sensor having the structure shown in FIG. 1, the coercive force increasing layer 31, the ferromagnetic layer 32, the non-magnetic layer 33 and the ferromagnetic layer 34 are laminated, and then the antiferromagnetic layers and the electrically conductive layers are laminated. The central portions of the ferromagnetic layers and the electrically conductive layers are removed by the photolithographic process, and the upper protective layer 37 is formed thereon. In formation of each of these layers, the coercive force increasing layer 31 is deposited while applying a magnetic field in the direction corresponding to the Z direction shown in FIGS. 1 and 3, and the antiferromagnetic layers 35 are deposited while applying a magnetic field in the direction corresponding to the X direction shown in FIGS. 1 and 3. Finally, a magnetic field in the direction perpendicular to the drawing of FIG. 1 is applied for permanent magnetization of the pinned ferromagnetic layer 32.

The above-described treatment permits achievement of the magnetoresistive sensor having the structure shown in FIG. 1 in which the magnetization direction of the pinned ferromagnetic layer 32 crosses at 90° the magnetization direction of the ferromagnetic layer 34.

EXAMPLES

On an Al_2O_3 —TiC substrate coated with an Al_2O_3 film was formed a laminate having the structure below by using high frequency magnetron sputtering equipment and a plurality of targets to manufacture a magnetoresistive sensor having the structure shown in FIG. 3.

In this process, a coercive force increasing layer of $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, a ferromagnetic layer of an $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ alloy, a non-magnetic layer of Cu, a ferromagnetic layer of an $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ alloy and a protective layer of Ta had thicknesses of 500 Å, 30 Å, 20 Å, 75 Å and 30 Å, respectively. In order to provide the pinned ferromagnetic layer with anisotropy in the direction of the arrow b shown in FIG. 3, this layer was deposited while applying a magnetic field of 200 Oe in the direction of the arrow b.

Both end portions of the thus-obtained laminate were removed by the photolithography process and the ion milling method, leaving a portion having a track width (the width of the magnetic sensing portion) of 2 μm . On both sides of the left magnetic sensing portion were laminated, by sputtering, antiferromagnetic layers ($\text{Pt}_{50}\text{Mn}_{50}$) having a thickness of 300 Å, amorphous layers ($\text{Co}_{88}\text{Nb}_8\text{Zr}_4$) having a thickness of 200 Å, and electrically conductive layers having a thickness of 700 Å. In this lamination, a magnetic field of 200 Oe was applied in the direction at 90° with the direction of the previous applied magnetic field.

Finally, patterning is carried out so that a track width of 2 μm , and a height (the height in the direction perpendicular to the drawing of FIG. 3) of 1 μm were obtained, and a magnetic field of 2 kOe was applied in the height direction (the direction perpendicular to the drawing of FIG. 3) for permanent magnetization of the pinned ferromagnetic layer.

In some samples, annealing in a magnetic field was carried out at 250°C . for 5 hours while applying a magnetic field in the direction of the track width (the lateral direction of FIG. 3) before permanent magnetization in the height direction.

The magnetoresistance curve of the magnetoresistive sensor sample obtained by the above manufacturing method was measured in a low magnetic field. The results obtained are shown in Table 1 and FIG. 7. In this measurement, the magnetic field was applied in the height direction.

TABLE 1

Ferromagnetic layer	Magneto-resistance ratio (± 50 Oe)	Linearity (± 50 Oe)	Hysteresis	Barkhausen noise
$\text{Pt}_{50}\text{Mn}_{50}$	3.1%	good	no	no
$\text{Pd}_{50}\text{Mn}_{50}$	3.6%	good	no	no
$\text{Pd}_{30}\text{Pt}_{20}\text{Mn}_{50}$	3.0%	good	no	no
$\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$	2.8%	good	no	no
$\text{Ru}_{50}\text{Mn}_{50}$	3.4%	good	no	no
$\text{Cr}_{52}\text{Mn}_{48}$	2.8%	good	no	no
$\text{Fe}_{51}\text{Mn}_{49}$	2.9%	good	no	no
$\text{Ir}_{15}\text{Mn}_{85}$	3.1%	good	no	no
$\text{Rh}_{20}\text{Mn}_{80}$	3.0%	good	no	no

FIG. 7 indirectly shows that the resistance value in zero magnetic field is at substantially the center between the maximum and minimum resistance values, and the magnetization directions cross at right angles. Since the resistance value in zero magnetic field is at substantially the center, it can be said that even if an external magnetic field changes within the range of about ± 50 Oe, linearity is good, and the dynamic range is wide. It is also found that the sample exhibits neither hysteresis nor Barkhausen noise, and thus has preferable properties as a reading magnetic head.

The results indicate that the magnetoresistance ratio within the range of ± 50 Oe is 3.1%, and the output is very high. Other samples were manufactured by the same method as described above except that the antiferromagnetic layers were deposited by respectively using PdMn, PdPtMn, NiMn, RuMn, CrMn, FeMn, IrMn, and RhMn in place of PtMn, and then measured by the same method. Table 1 indicates that the other samples also have excellent effects.

FIG. 8 shows the blocking temperature T_b of a magnetoresistive sensor sample comprising $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ which was previously proposed by the inventors in Japanese Document No. A2 8-7235. For comparison, FIG. 8 also shows the temperature properties of a sample having the comparative structure (a laminate of NiFe/Cu/NiFe/FeMn (110 Å) and a laminate of NiFe/Cu/CoPt (80 Å)) disclosed in Japanese

Document No. A2 8-7235, and a sample comprising NiO in place of FeMn. In FIG. 8, Hbp represents a bias magnetic field where the magnetization reversal of the NiFe film adjacent to the antiferromagnetic film was shifted, and Hcp represents the coercive force by this hysteresis.

The results shown in FIG. 8 indicate that the magnetoresistive sensor sample comprising α -Fe₂O₃ also has excellent heat resistance. This is possibly due to the fact that the Neel temperature (677° C.) of α -Fe₂O₃ is higher than those of FeMn and NiO.

Therefore, the magnetoresistive sensor sample comprising α -Fe₂O₃ can provide a magnetoresistive sensor exhibiting less deterioration in properties due to a temperature change.

FIG. 9A shows the magnetizing curve of the pinned ferromagnetic layer adjacent to the coercive force increasing layer (α -Fe₂O₃ or the like), and FIG. 9B shows the magnetoresistance curve of a spin-valve magnetoresistive sensor comprising the same pinned ferromagnetic layer. Each of FIGS. 9A and B show the values of the coercive force (H_c) and the exchange bias magnetic field (H_b) which have the relation of $H_c > H_b$. On the other hand, the ferromagnetic layers adjacent to the antiferromagnetic layers 46 have the reverse relation $H_c < H_b$. In this case, unidirectional anisotropy is produced. In this specification, it is defined that unidirectional anisotropy occurs in the ferromagnetic layer having such a relation.

As described above, in the present invention, the ferromagnetic layers provided adjacent to the magnetoresistive element in the magnetic sensing region comprises an amorphous thin film. Since the amorphous ferromagnetic layer has a little MR effect, it is possible to produce a sensor having less side reading (reading a magnetic field of a recording magnetic medium in a region other than the track region) and less dispersion of unidirectional anisotropy.

The use of the antiferromagnetic layer for applying the longitudinal bias, which comprises X—Mn (wherein X indicates at least one of Pt, Pd, Ir, Ru and Rh) can provide a sensor having excellent corrosion resistance and less changes in the exchange anisotropic magnetic field with temperature changes. Within a composition range of X—Mn system alloys, a film of this alloy deposited by sputtering or the like can be used without any special heat treatment, and thus heat treatment conditions can be moderated, as compared with a conventional structure.

In use of the magnetoresistive sensor having the above structure as a magnetic head, the resistance changes in linear response to a small leakage magnetic field from a recording magnetic medium, and thus it is possible to provide a magnetic head capable of reading magnetic information with good sensitivity and no Barkhausen noise.

The unidirectional magnetic anisotropy induced in the ferromagnetic layer having free magnetization reversal, which is adjacent to the antiferromagnetic layer for applying the longitudinal bias, is produced by forming the ferromagnetic layer while applying a magnetic field thereto or performing heat treatment in a magnetic field after the formation of the ferromagnetic layer. In addition, the magnetization direction of the ferromagnetic layer having pinned magnetization reversal, which is adjacent to the coercive force increasing layer, is determined in the permanent magnetization process performed after the process for determining the magnetic anisotropy of the ferromagnetic layer having free magnetization reversal. It is thus possible to make the magnetization direction of the ferromagnetic layer having pinned magnetization reversal substantially

perpendicular to the magnetization direction of the ferromagnetic layer having free magnetization reversal, and obtain a magnetoresistive sensor to which the longitudinal bias was applied.

Further, the unidirectional magnetic anisotropy induced in the ferromagnetic layer, which is adjacent to the antiferromagnetic layer to form a laminate, is produced by forming the ferromagnetic layer while applying a magnetic field thereto or performing heat treatment in a magnetic field after the formation of the ferromagnetic layer, and the magnetization direction of the ferromagnetic layer adjacent to the coercive force increasing layer and having pinned magnetization reversal is determined by the permanent magnetization process after the process for determining the magnetic anisotropy of the ferromagnetic layer of the laminate. It is thus possible to make the magnetization direction of the ferromagnetic layer having pinned magnetization reversal substantially perpendicular to the magnetization direction of the ferromagnetic layer having free magnetization reversal, and obtain a magnetoresistive sensor to which the longitudinal bias was applied.

In the present invention, the antiferromagnetic layer comprising an antiferromagnetic material is provided for inducing the unidirectional magnetic anisotropy in the ferromagnetic layer having free magnetization reversal to stabilize the magnetic domain thereof. Therefore, it is possible to put the ferromagnetic layer into a single magnetic domain state. In addition, the magnetization direction of the ferromagnetic layer can be differentiated from the magnetization direction of the ferromagnetic layer having pinned magnetization reversal by an external magnetic field to produce a change in resistance. The external magnetic field can be detected by this change in resistance with good sensitivity, and the Barkhausen noise can be eliminated. Further, when the ferromagnetic layer is put into a single magnetic domain state, a magnetic field can be detected with excellent linear response.

Since the magnetization direction of the ferromagnetic layer having pinned magnetization reversal is at 90° with the magnetization direction of the ferromagnetic layer having free magnetization reversal, a high magnetoresistance ratio can be obtained efficiently.

When using an α -Fe₂O₃ layer as the antiferromagnetic layer for pinning the magnetization direction, it is possible to provide a magnetoresistive sensor having high resistance to thermal changes and exhibiting no decrease in sensitivity by thermal changes because of the high Neel temperature of α -Fe₂O₃.

Further, the antiferromagnetic layers for applying the longitudinal bias are provided on both sides of the sensing region of the ferromagnetic layer having free magnetization reversal with a space therebetween which equals to the predetermined track width corresponding to the width of the sensing region so as to be adjacent to the ferromagnetic layer. Therefore, the longitudinal bias can be applied to both sides of the sensing region of the ferromagnetic layer due to the unidirectional magnetic anisotropy, and magnetization reversal of the magnetic sensing region of the ferromagnetic layer is facilitated. It is thus possible to obtain a change in resistance with good linear response and without Barkhausen noise when the longitudinal bias is applied.

Further, the ferromagnetic layer having free magnetization reversal is formed with the width of the magnetic sensing region corresponding to the track width, and a laminate of the antiferromagnetic layer comprising an antiferromagnetic material and another ferromagnetic layer is

formed on either side of the ferromagnetic layer having free magnetization reversal. Thus, the longitudinal bias can be applied to the ferromagnetic layer due to the unidirectional magnetic anisotropy, and magnetization reversal of the ferromagnetic layer is facilitated. It is thus possible to obtain a change in resistance with good linear response and without Barkhausen noise when the longitudinal bias is applied.

What is claimed is:

1. A spin-valve magnetoresistive sensor comprising:

- (a) at least two ferromagnetic layers layered with a non-magnetic layer sandwiched therebetween, said at least two ferromagnetic layers including a first and a second ferromagnetic layers, said second ferromagnetic layer including a magnetic sensing region located midway along its longitudinal length, said magnetic sensing region being substantially equal in longitudinal length to a track width;
- (b) a first antiferromagnetic layer layered adjacent to said first ferromagnetic layer for increasing the coercive force of said first ferromagnetic layer to pin the magnetization direction of said first ferromagnetic layer;
- (c) a pair of second antiferromagnetic layers respectively layered adjacent to said second ferromagnetic layer on each longitudinal side of said magnetic sensing region for inducing magnetic anisotropy directly in said second ferromagnetic layer to pin the magnetization directions in said second ferromagnetic layer on each longitudinal side of said magnetic sensing region in a direction perpendicular to the pinned magnetization direction of said first ferromagnetic layer, thereby imposing a longitudinal bias on the magnetic sensing region to stabilize magnetic domains in said magnetic sensing region and orient the magnetization direction of said magnetic sensing region perpendicular to the pinned magnetization direction of said first ferromagnetic layer in the absence of any external magnetic field, whereas, in the presence of an external magnetic

field, permitting the magnetization direction of said magnetic sensing region to freely rotate to the direction of said external magnetic field, wherein

(e) said first antiferromagnetic layer is made of $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, and

(f) said pair of second antiferromagnetic layers are made of an X—Mn system alloy having a disordered structure where said X is made of at least one metal selected from the group consisting of Pt, Pd, Ir, Ru or Rh.

2. A spin-valve magnetoresistive sensor according to claim 1, wherein the coercive force of said first ferromagnetic layer increased by said first antiferromagnetic layer is larger than a unidirectional exchange bias magnetic field induced in said first ferromagnetic layer by said first antiferromagnetic layer.

3. A spin-valve magnetoresistive sensor according to claim 1, wherein X is contained in the alloy at: 10 to 45 atomic % when X is Ru; 10 to 40 atomic % when X is Rh; 10 to 40 atomic % when X is Ir; 10 to 25 atomic % when X is Pd; and 10 to 25 atomic % when X is Pt.

4. A spin-valve magnetoresistive sensor according to claim 1, wherein said at least two ferromagnetic layers are made of at least one material selected from the group consisting of a NiFe alloy, a CoFe alloy, a NiCo alloy, Co, and a NiFeCo alloy.

5. A spin-valve magnetoresistive sensor according to claim 1, wherein said second ferromagnetic layer comprises a Co layer arranged between said second ferromagnetic layer and said non-magnetic layer, and a NiFe alloy layer arranged on the surface of said second ferromagnetic layer opposite to the surface to which said Co layer is arranged.

6. A spin-valve magnetoresistive sensor according to claim 1, wherein said at least two ferromagnetic layers comprise a Co layer arranged between said non-magnetic layer and each of said at least two ferromagnetic layers.

* * * * *